

2.1 ПОСЛІДОВНІСТЬ СТРУКТУРНИХ ЗМІН

Механізм пластичної течії, що передбачає поступову участь у процесі деформації атомних угруповань, визначає локалізацію деформації в малих обсягах, окреслених різного роду перешкодами для руху дислокацій. Аналіз форми ліній рентгенівських інтерференцій, отриманих при дослідженні наклепаних зразків, показав, що створена при пластичному течії деформація решітки неоднорідні на відстанях більше десяти міжатомних.

При переході до інших масштабів - у межах зерна - також показано, що й у цьому випадку є неоднорідний розподіл ковзання - його скупчення в смугах деформації й відсутність астеризму, коли рентгенівський мікро пучок попадає (у зерні) на ділянки між смугами деформації. Утворення смуг ковзання відбувається у результаті перегрупування скупчень дислокацій (їх сходження), і, таким чином, по своїй природі ці смуги характеризують неоднорідність деформації в обсязі металу.

За поданнями Мотто, розміщення дислокацій в смугах деформації на те, що скупчення негативних крайових дислокацій викривляє решітку в один бік, а скупчення позитивних дислокацій (на рис. 2.1), викликає відповідний вигин по іншу сторону смуги. Число дислокацій в смузі деформації можливо оцінити по кривизні решітки: зазвичай після деформації зсуву, що дорівнює 0,4, радіус кривизни становить близько $5 \cdot 10^{-3} \text{ см}$ і на одній стороні смуги деформації накопичується 10^{10} см^{-2} дислокацій одного знаку. Подальші розрахунки показують, що більше половини всіх дислокацій, що рухаються в площині, накопичується у смузі деформації [1].

Природно, що навколо таких угруповань дислокацій буде створено поле великих напруг, що надає гальмуючий вплив на рух інших дислокацій у сусідніх площинах ковзання. Енергетично ці угруповання нестійкі і при нагріванні будуть, очевидно, перебудовуватися.

Дослідженнями [2,3] встановлено, що в наклепаному металі зберігається від 1 до 10% енергії, витраченої на пластичне деформування. Наприклад, у сильно холоднодеформованій міді накопичена енергія деформації відповідає ≈ 30 кал / моль, що становить приблизно 1% від теплоти плавлення. Незважаючи на те, що накопичена енергія порівняно мала, вона вказує на нестабільність деформованого стану. Як результат цієї нестабільності, деформований метал має тенденцію до повернення в

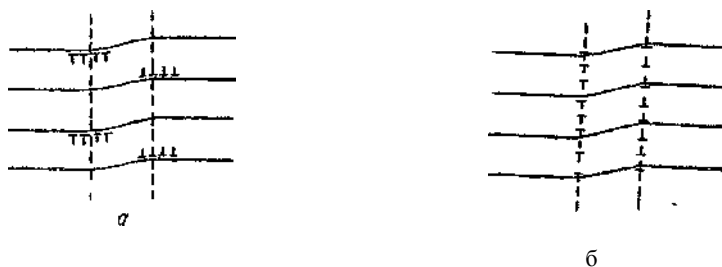


Рис. 2.1 Дислокації в смугах деформації до (а) і після полігонізації (б) [1]

низько енергетичний стан, спостережений після пом'якшувального нагріву при температурах, достатніх, аби забезпечити необхідну рухливість атомів.

Різними стадіями наближення холоднодеформованого металу до стабільнішого стану в результаті подальшого нагріву є: повернення; зміни в субзерновій структурі (полігонізація); рекристалізація. Раніше процеси полігонізації включали в загальне явище повернення. Проте дійсне повернення характеризується своєю кінетикою, що передбачає відсутність міграції поверхонь розділу. Крім того, що кінетика зростання субзерен відрізняється від кінетики дійсного повернення, для зростання субзерен (за даними мікроскопічного і рентгенівського аналізів) потрібні порівняно вищі температури (або триваліші витримки), ніж для протікання повернення. Тому позначення всіх явищ, передуючих рекристалізації, загальним терміном— повернення, є неточним [4].

2.2 Повернення

ПОВЕРНЕННЯ ДЕФОРМАЦІЙНОГО ЗМІЦНЕННЯ

У монокристалах цинку, коли вони деформовані на стадії легкого ковзання (використана одна система ковзання, без вигину) деформаційне зміцнення χ швидко зменшується при вилежуванні цих кристалів при кімнатній температурі. Це явище було описане Полані і Шмідтом [5], а потім вивчене Хаазе і Шмідтом [6], які показали, що

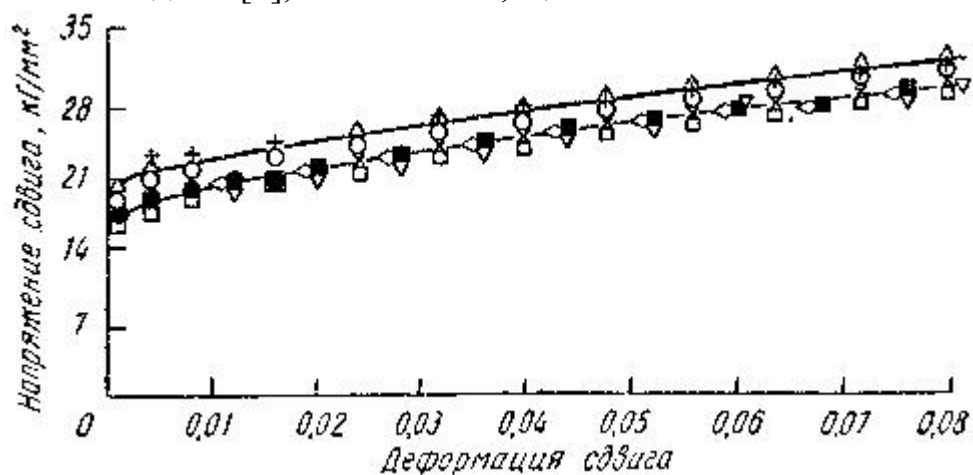


Рис. 2.2 Криві напруги-деформації, зняті з одного і того ж монокристала чистого цинку, ілюструючи протікання повного повернення в результаті проміжних нагрівів протягом години на 260°C [7]

повернення деформаційного зміцнення в розтягнутих монокристалах при кімнатній температурі протікає приблизно за один день.

Подібні результати на монокристалах цинку були отримані потім Лі, Уошборном і Паркером [7], які дев'ять разів повторювали цикли деформації легкого зрушення і повного повернення протягом однієї години при 260°C . Для цих експериментів характерне те, що в умовах повного повернення монокристали набувають стану, що дозволяє повернутися до первинних значень напруги течії (рис. 2.2). Як відзначає Мазінг [8], процес повернення не передбачає міграцію яких-небудь поверхонь розділу. Хоча і не відомі деталі будови дефектів решітки, що відповідають за деформаційне зміцнення при чистому одиничному зрушенні, ясно, що вони відносяться до дефектів «легковозвратного» типу.

Слід зазначити, що за деяких умов деформації розтягуванням Хоникомб [9] не знайшов рентгенівського астеризму у монокристалах кадмію після подовження навіть на 100% і більше. Коли ж деформація здійснювалася вигином і спостерігався рентгенівський астеризм, кінцеве деформаційне зміцнення, по-перше, було більше, і, по-друге, лише частина цього зміцнення виявилася поверненою. Таке явище характерне для полікристалічних металів, де у зв'язку з взаємодією сусідніх зерен деформація відбувається особливо складно. Це ілюструється результатами Тієтца, Андерсена і Дорну [10], які досліджували зразки полікристалічного високочистого алюмінію. Ці зразки були піддані деформації розтягуванням при трьох різних температурах при одній і тій же напрузі течії, рівній $8,5\text{ кГ/мм}^2$, виміряному при 78°K . Повернення напруги течії після різного часу нагріву при 305°K був виміряний при 78°K . Величина міри повернення при 305°K була відповідно 5,7; 10, 14% від загального деформаційного зміцнення зразків, деформованих при 273, 194 і 78°K . Ці результати показують, що легкоповертаюча компонента зміцнення є різною долею від загальної величини деформаційного зміцнення і ця доля зменшується при підвищенні температури деформації. Якщо екстраполювати ці результати, то можна прийти до висновку, що, деформуючи високочистий полікристалічний зразок алюмінію при підвищених температурах, наприклад при 60 або 100°C , можна отримати деформаційне зміцнення, в якому не буде взагалі поверненої частини.

Друард, Уошборн і Паркер [11] вивчали ізотермічне повернення при різних температурах в монокристалах цинку, деформованих при 78°K чистим зрушенням по первинній системі ковзання, без вигину. Величину повернення вимірювали по зменшенню напруга течії (у відсотках від різниці між напругою течії в деформованому і повністю такому, що відпаленому стані). Ізотермічні криві при різних температурах приведені на рис. 2.3. Ці дані показують, що кінетика типова для повернення взагалі: при всіх температурах швидкість процесу спочатку велика, а потім затухає із збільшенням часу повернення. Слід зазначити, що кінетика повернення відмінна від кінетики інших процесів, передбачаюче зародження і міграцію граничних поверхонь; швидкість цих останніх спочатку мала, потім зростає до максимуму, а потім знов зменшується.

Кінетика повернення в ізотермічних умовах показана на рис. 2.4, де повернення, виражений у частині від загального деформаційного зміцнення, що повернеться, вивчений в залежності від $\ln t$, де u у величині пов'язана і температура, і t - час виражений в долі від загального оборотного деформаційного зміцнення, вивчений залежно від $\ln t$, де u у величині пов'язана і температура, і t - час повернення ($\ln \theta = \ln t - (Q/RT)$). Центральна частина кривої перегину і може бути з відомим допущенням представлена у вигляді прямої лінії. При незначному часі

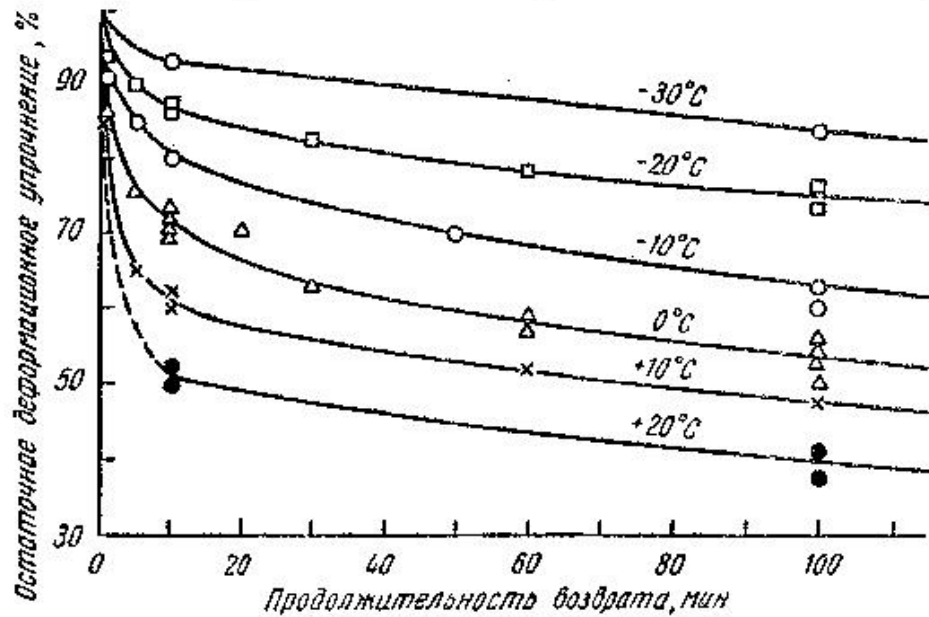


Рис. 2.3 Залежність величини залишкового деформаційного зміцнення в монокристалі чистого цинку від часу нагріву при різних температурах; деформаційне зміцнення було створене попередньою сдвижною деформацією на 8% при -50°C [4]

нагріву отримані при прямому експерименті дані будуть більші, а при великому часі — менше, ніж при екстраполюванні прямої лінії. Дуже схожа кінетика була знайдена

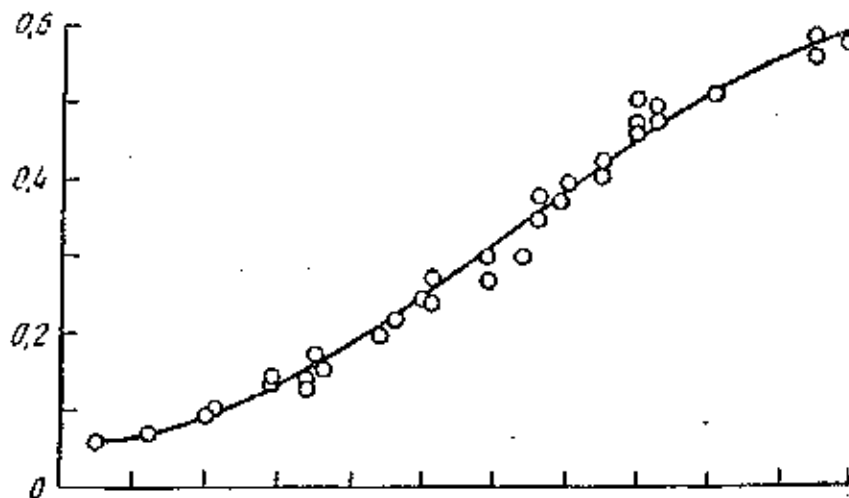


Рис. 2.4 Залежність характеристики повернення R, вираженою в долі від загального поверненого деформаційного зміцнення, від величини $\ln \theta$, об'єднуючою температуру і час повернення ($\ln \theta = \ln t - (Q/RT)$) (обробка даних представлених на рис. 2.3)

Мазінгом і Рафельзіпером [12] на монокристалах алюмінію, деформованих розтягуванням при кімнатній температурі. У цих опитах встановлена логарифмічна залежність кінетики повернення (що відповідає прямій лінії в середній частині графіка рис. 2.4) і така кінетика узгоджується з розробленою ними теорією повернення. Як показав Кульман [13], припущення, що енергія активації повернення лінійно зменшується з прогресом самого повернення, безпосередньо наводить до лінійної залежності між поверненням і логарифмом часу нагріву. Відхилення від цієї залежності спостерігається лише при дуже нетривалому або дуже тривалому нагріві, що узгоджується з основними теоретичними положеннями Кульмана, Мазінга, Рафельзіпера.

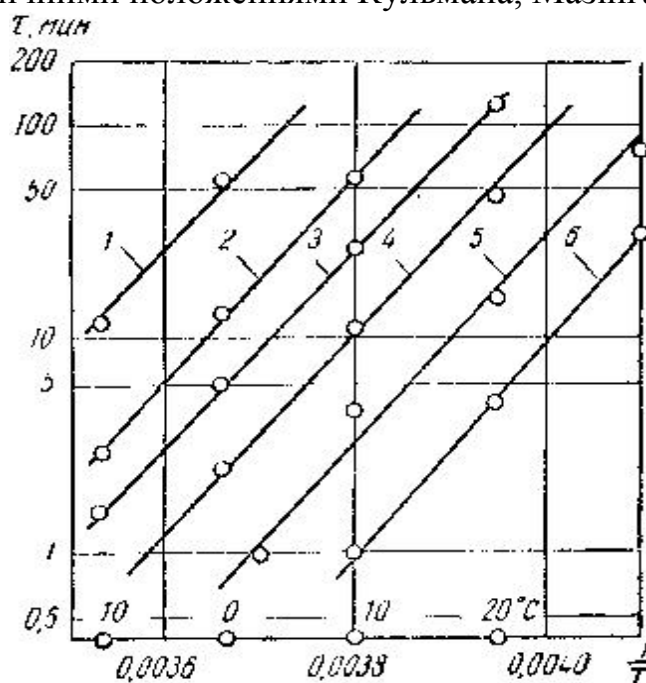


Рис. 2.5 Температурна залежність часу, необхідного для досягнення певної міри (долі) повернення R у деформованому чистим зрушенням монокристалі цинку [4] (обробка даних, представлених на рис. 2.3);
 1-R =0,4; 2-0,3; 3-0,25; 4-0,2; 5-0,15; 6-R =0,1 [11]

Відповідно до даних роботи [11], температурна залежність швидкості повернення в монокристалах цинку, підданих зрушенню при 78° K і нагрітих в інтервалі від мінус 20 до плюс 10° C, дає середнє значення енергії активації 20 ккал/моль (рис.2.5). Це значення знаходиться в хорошій згоді з енергією активації самодифузії в монокристалах цинку уздовж гексагональної осі. Можна було б зробити висновок, що елементарні процеси повернення подібні до тих, які спостерігаються при дифузії. Проте незалежність енергії активації від міри розвитку повернення, знайдена в цих експериментах, тобто

суперечить положенням Кульмана, Мазінга, Рафельзіпера. Правда, їх експериментальні дані (на алюмінії), які свідчать про лінійне зменшення енергії активації з розвитком повернення, були отримані в менш сприятливих умовах, чим в дослідях Друарда, Уошборна і Паркера [11], оскільки в розтягнутих монокристалах алюмінію значна частина деформаційного зміцнення виявляється безповоротною.

ПОВЕРНЕННЯ НАКОПИЧЕНОЇ ЕНЕРГІЇ ХОЛОДНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ

Встановлено, що кінетика низькотемпературного (60 або 100° С) ізотермічного «вивільнення» накопиченої енергії деформації в холоднокатаних полікристалічних зразках міді і алюмінію підкоряється логарифмічному закону (відповідно до робіт Бореліуса, Берглунга і Сьєберга [14]). Швидкість процесу виділення тепла змінюється в зворотній пропорційності від часу відпочинку (рис. 2.6) по рівнянню :

$P = (RT/b) \cdot (1/t)$, P- швидкість вивільнення енергії за час t.

Ці результати свідчать про тісну аналогію між вивільненням енергії і поверненням напруги течії,

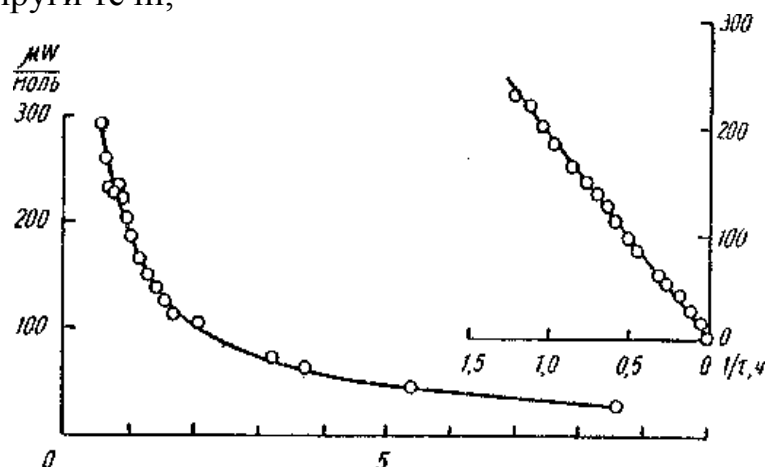


Рис. 2.6 Залежність величини вивільнення накопиченої енергії деформації від часу повернення при 100° С; мідні зразки, заздалегідь прокатані з подвійним збільшенням довжини [13]

а також про те, що процеси, пов'язані з цим вивільненням енергії, вивчені Бореліусом і сотр., не передбачають міграцію граничних поверхонь. Цей висновок в усякому разі цілком імовірний для умов низької температури нагріву і короткого часу витримки після холодної деформації.

Слід також розглянути зв'язок між температурою деформації і вивільненням накопиченої енергії деформації. По аналогії з впливом температури деформації на повернення межі течії можна було б, наприклад, вважати, що з пониженням температури деформації швидкість вивільнення накопиченої енергії, а також кількість (доля) вивільненої енергії в процесі повернення збільшуватиметься. Також цілком імовірно, що пластична деформація при порівняно високих температурах (60—100° С для алюмінію)

взагалі може не привести до накопичення тієї частини енергії, яка потім повинна вивільнитися при поверненні, і та енергія, яка накопичується за цих умов деформації, вивільнятиметься лише при рекристалізації.

Повернення в металах с. о. ц. к. решіткою — заліза і сплавах заліза з 5,5—6% (ат.) Si — вивчався в роботі Таока, Сузуки, Йошинава і Окаміто. Вивільнення накопиченої енергії деформації в прокатаних полікристалічних зразках крем'янистого фериту відбувається в двох дискретних температурних інтервалах (в процесі нагріву із швидкістю 2,5 град/мін). У першому інтервалі, між 100 і 300° С виділяється 1,0 — 1,6 кал/г і спостерігається при цьому зростання електроопору, мікротвердості і напруга течії, тоді як параметр решітки падає. Передбачають, що це виділення пов'язане з швидким роз упорядкуванням, викликаним переорієнтацією надлишкових вакансій, створених наклепаним. Другий інтервал, між 300 і 750° С, супроводжується виділенням енергії 2,3 — 6,3 кал/г і пов'язаний з падінням електроопору, мікротвердості і напруга течії; можливо, що при цих температурах відбувається анігіляція дислокацій, утворення субзерен і їх зростання. У залізі спостерігаються лише процеси, характерні для другої стадії, тоді як в крем'янистому фериті—обидві стадії.

ПОВЕРНЕННЯ РОЗШИРЕННЯ РЕНТГЕНІВСЬКИХ ЛІНІЙ

Кінетику ізотермічного зменшення ширини рентгенівських ліній Бюргерів і Ван Аркель [15] вивчали на вольфрамі. Було знайдено, що в холодно тягнутому дроті із сплаву W + Th істотно звуження рентгенівських ліній спостерігається ще до рекристалізації, і що кінетика цього процесу якісно подібна до тієї, яка була розглянута в разі повернення напруги течії і повернення накопиченої енергії.

Ряд дослідників вважає, що повернення розширення (стоншування) ліній при нагріві до рекристалізації спостерігається лише в металах з високою температурою плавлення, наприклад в молібдені і вольфрамі. Для інших металів, наприклад для холоднодеформованих міді, нікелю, α -латуні і стали, Вільсон і Томассен [16] виявили, що зменшення ширини ліній при нагріві спостерігається одночасно з пом'якшенням (можливо, обумовленим рекристалізацією, що вже почалася). Авербах [17] також знайшов, що в напиленому порошку латуні стоншування ліній є результатом рекристалізації, а не результат повернення, яке протікає раніше і окремо від рекристалізації. Проте дослідження ізотермічного стоншування ширини ліній при поверненні в чистому монокристалі алюмінію, виконані Латсом і Беком [18], встановили, що стоншування ліній і пом'якшення протікають окремо в часі; слід зазначити типовий поворотний характер стоншування ліній (рис. 2.7). Хоча кінетика сама по собі не говорить ще про те, що стоншування ліній, що спостерігається, дійсно відповідає явищу повернення (розуміючи під поверненням процеси, не пов'язані з міграцією субграніц), але поважно, що повернення розширення ліній, передуюче рекристалізації, поза сумнівом,

спостерігається в металах з низькою температурою плавлення, так само як він спостерігається і в металах з високою температурою плавлення.

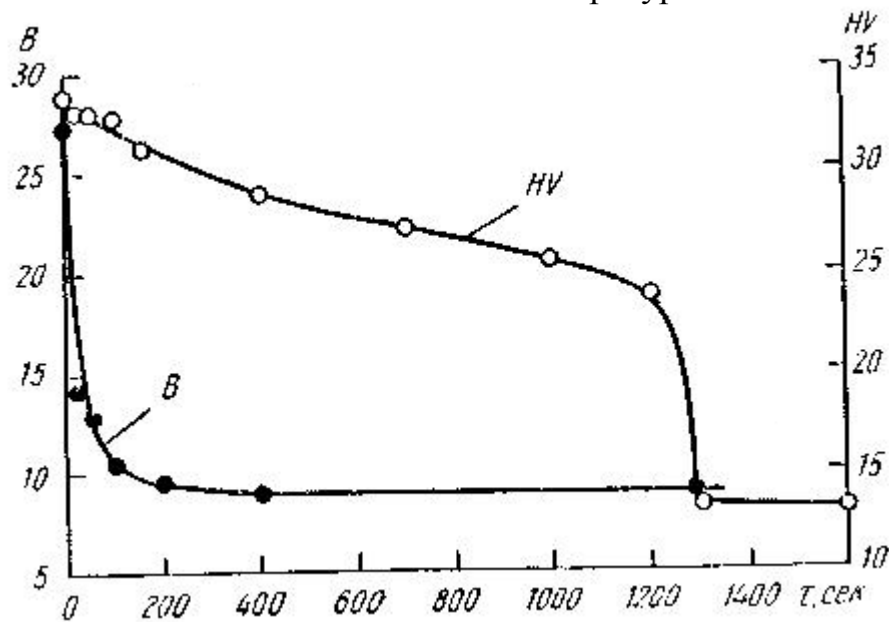


Рис. 2.7 Залежність залишкового розширення рентгенівських ліній В і твердості по Віккерсу (HV) від часу нагріву при 350° С монокристалів чистого алюмінію, заздалегідь холоднокатаних на 80% по площині в напрямі [18]

За певних умов можна спостерігати зменшення ширини ліній залежно від інтенсивності розвитку повернення, а також від розвитку рекристалізації. У окремих експериментах на алюмінії, згаданих вище, рекристалізація, яка визначалася зародженням ділянки з новою певною орієнтацією, була загальмована при використанні монокристала, орієнтованого. Тоді повернення, яке не передбачає зародження або міграцію поверхонь, виявилось таким, що легко виявляється. Співвідношення швидкостей повернення і рекристалізації залежить також від присутності і впливу дисперсних часток другої фази. Ця обставина може пояснити результати Ван Аркеля і Бюргерса [15], які знайшли чіткіше розділення явищ повернення і рекристалізації в дроті із сплаву W—Th, а не у вольфрамовій. Тонкі дисперсні торій вмісні частки гальмують міграцію кордонів зерен, необхідну для рекристалізації, тоді як вплив цих часток на процес повернення значно менший. Відповідно до цих міркувань результати, отримані на латуні, можна зрозуміти з тих позицій, що при утворенні твердого розчину цинку в міді не відбувається більшого уповільнення рекристалізації, чим повернення, оскільки відсутня друга фаза.

Так само як і повернена частина деформаційного зміцнення, розширення ліній в холоднодеформованому стані зростає з пониженням температури деформації [19]. Виходячи із загальних міркувань, можна вважати, що все розширення ліній, в усякому разі потенційно, повернене (тобто все розширення може бути зняте по механізму повернення, і протікання рекристалізації для цього не є обов'язковим). Результати

Патерсона і Орована [19] показують, що хоча наголошується безперечний вплив температури деформації, спостережувана відмінність у величині розширення ліній не може бути пояснена згідно уявленням про те, що з'являються можливості для протікання повернення вже при підвищених температурах деформації. У зв'язку з цим цікаво розглянути, чи дійсно більше розширення ліній на вольфрамі в порівнянні з алюмінієм може бути приписане більшій швидкості повернення при даній температурі деформації, спостережуваної в більш легкоплавкому металі, або ця відмінність визначається іншими причинами.

ПОВЕРНЕННЯ ЕЛЕКТРИЧНОГО ОПОРУ

У роботі [20] було знайдено, що збільшений після холодної пластичної деформації електроопір полікристалічної міді не повертається після нагріву (при існуючій техніці експерименту) аж до рекристалізації. Проте Моленаар і Артц [21] показали, що якщо проводити пластичну деформацію при різних температурах (нижче кімнатною, при кімнатній і декілька вищою), то електроопір тим вище, чим нижче температура деформації. Це означає, що існує повернення електроопору, оскільки у всіх досліджених випадках деформації не було виявлено рекристалізації і не було відмічено зміни відповідних механічних властивостей. Ефект підвищення електроопору при пониженні температури деформації був потім виявлений на ряду інших металів [22]; для нікелю цей ефект показаний на рис. 2.8. Слід зазначити, що загальна кількість поверненої частини електроопору підвищується при пониженні температури деформації; також підвищується при цьому і безповоротна частина. Еглестон [23] знайшов (рис.2.9,а), що електроопір міді, деформованої при $\sim 4^\circ \text{K}$, повертається в процесі відпочинку протягом хвилини при підвищенні температури від -150 до 0°K , а потім змінюється трохи при подальшому нагріві до 100°C . Проте загальне падіння електроопору в дослідженому інтервалі: від -150 до $+100^\circ \text{K}$ визначає повернення цих значень приблизно на 50%. Слід мати на увазі, що при низьких температурах і такому малому часі витримки не може відбуватися процесу міграції граничних (і субгранічних) поверхонь розділу і спостережувана кінетика є чисто поворотною. Безповоротна частина електроопору була знята лише при рекристалізації в результаті нагріву на вищі температури. По аналогії з впливом температури деформації на повернену частину деформаційного зміцнення представляється, що пластична деформація при температурах, що підвищуються температурах також знижує величину поверненої компоненти електроопору до величини, при якій взагалі електроопір не змінюватиметься аж до рекристалізації, що і спостерігається у випадку з міддю, деформованою при 60 і 100°C .

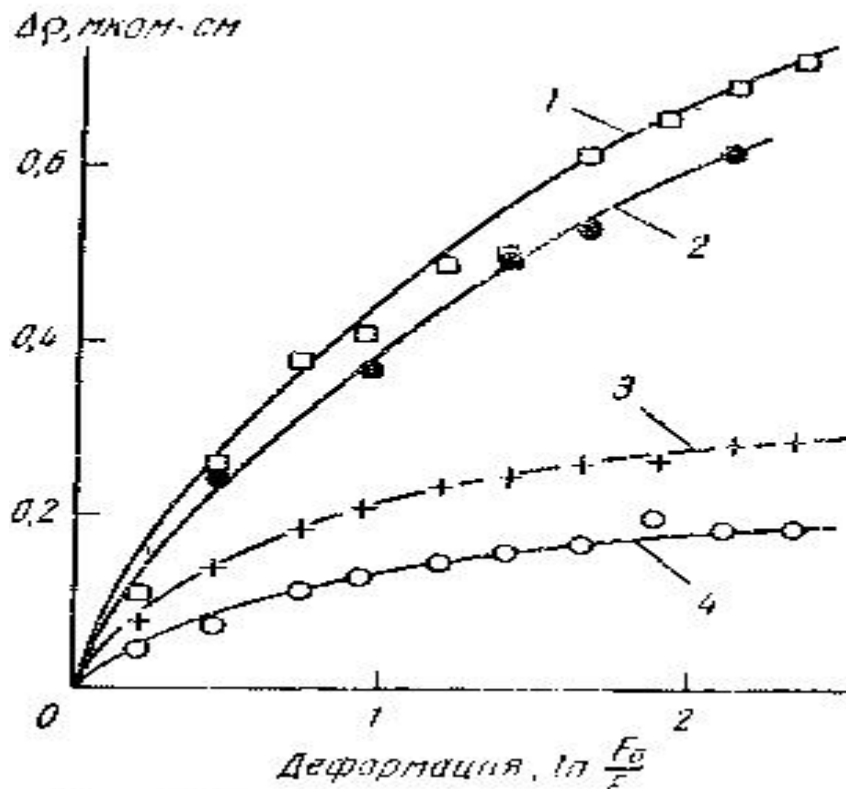


Рис. 2.8 Зміна електричного опору нікелю залежно від дійсної деформації при різних температурах : 1— -183; 2— -78,5; 3— 0; 4— +100° С

Шарп, Мітчелл, Крістіан вивчали явище повернення в металах з гексагональною кристалічною решіткою — кадмії, магнії, цинку і кобальті. Основною методикою дослідження було визначення електричного опору при 90° К в процесі ізотермічного і ізохронного нагріву. У кадмії і магнії було відмічено три стадії процесу повернення: при підвищених температурах ($0,4T_{пл}$), коли енергія активації близька до енергії активації самодифузії і відповідає процесу переповзання дислокацій; повернення при нижчих температурах (приблизно $0,25 T_{пл}$), зв'язане, мабуть, з міграцією вакансій; нарешті, ще більш низькотемпературне повернення, механізм якого незрозумілий. Крім того, було вивчено повернення механічних властивостей і дислокаційну структуру під мікроскопом, що просвічує, це дозволило уточнити такі особливості процесу повернення, як перебудова дислокаційної структури.

Результати Моленаара і Артца [21] вказують на те, що швидкість повернення електричного опору більша, ніж швидкість повернення напруги течії. Це може служити підставою для висновку, що ці дві властивості пов'язані з різним типом дефектів, створених холодною деформацією. Проте низькотемпературне падіння електроопору виявляє таку ж кінетику [23] (рис. 2.9, б), як і повернення напруги течії, а також повернення розширення ліній і низькотемпературне вивільнення накопиченої енергії деформації.

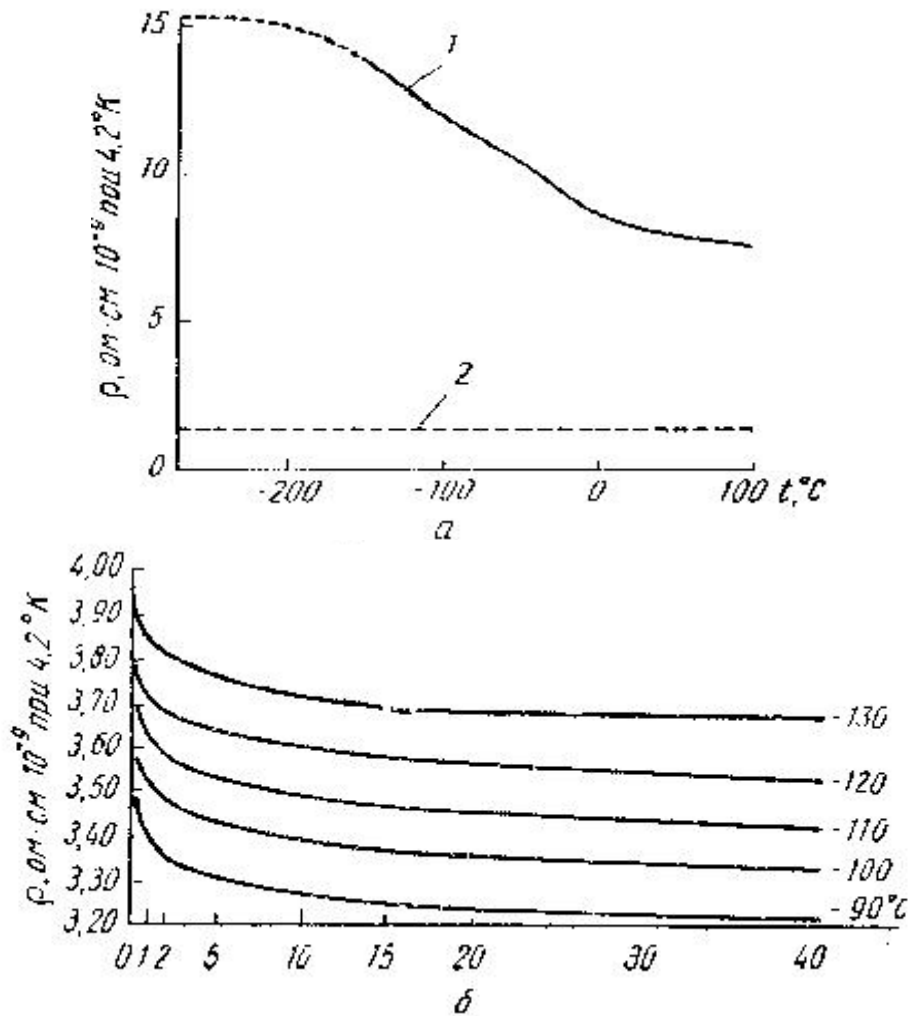


Рис. 2.9 Повернення електричного опору у функції від температури (а) і часу (б) нагріву міді, заздалегідь деформованої при $4,2^\circ\text{K}$ [22]:

1 — витримка протягом 1 хв; 2 — повністю відпалений стан

Зміна всіх цих властивостей залежно від температури і часу повернення не пов'язана з міграцією внутрішніх поверхонь розділу (кордонів), яку могли б спостерігати мікроскопічно або за допомогою рентгенівської методики. Таким чином, всі перераховані спостережувані явища потрібно описувати як повернення, розуміючи під цим переміщення дислокацій з нестабільних високонапружених їх угруповань, створених при холодній деформації.

Тамман [24] спостерігав, що повернення різних властивостей може протікати з різною швидкістю, і на холоднодеформованому зразку можна спостерігати як би повний спектр явищ повернення. Якби це було пов'язано з різними елементарними процесами, то мають бути знайдені відмінності не лише в кількісних деталях кінетики, але і різні значення енергії активації. В той же час можна собі уявити, що різні прояви повернення є стадіями одного єдиного процесу, що має одне певне значення енергії активації, що розвиваються.

* *
*

Таким чином, при вивченні явища повернення можна зробити наступні висновки:

1)у загальному випадку частина деяких властивостей, які міняються в результаті холодної пластичної деформації, наприклад деформаційне зміцнення, може бути поверненою при таких температурі і часу повернення, при яких відсутня міграція внутрішніх поверхонь розділу (кордонів, у тому числі і субграніц). В разі монокристалів, деформованих чистим зрушенням (без вигину), повернення протікає якнайповніше, а відсутність міграції поверхонь розділу або переорієнтації в умовах повернення є очевидним в умовах, коли спостерігається відновлення вихідних (до деформації) властивостей;

2)повернена частина деформаційного зміцнення, а також збільшеного після наклепання електричного опору і деяких інших властивостей збільшується з пониженням температури деформації. Величина розширення рентгенівських ліній, значна частина якого повністю повернена, також зростає при пониженні температури деформації;

3)швидкість повернення в ізотермічних умовах кожної з властивостей виявляється більше на початку процесу, а потім поступово зменшується з розвитком повернення. Крім того, в певних умовах величина повернення напруги течії і накопиченої енергії деформації є лінійною функцією логарифма часу повернення;

4)кінетика повернення різних властивостей однакова між собою (в межах точності існуючих експериментів). Проте швидкість повернення істотно різна для кожної з властивостей. Так, наприклад, повернення електричного опору протікає швидше, ніж повернення розширення лінії, а останнє протікає швидше, ніж повернення твердості.

2.3 ЗМІНИ В СУБЗЕРЕННІЙ СТРУКТУРІ, ПОЛІГОНІЗАЦІЯ

Ще в XVIII столітті [25] виникло уявлення, що кристали з монокристалічною будовою складаються насправді з великого числа «субкристалів». Пізніше з'явився термін «субзерна» — об'єми усередині кристала, в межах яких можна говорити про приблизно однакове орієнтування решітки.

Поняття «мозаїчної структури» виникло при рентгенівському дослідженні тонкої будови кристала у зв'язку з необхідністю пояснення відмінності між виміряною інтенсивністю і теоретично розрахованою для досконалого кристала. Оскільки виміряна інтенсивність була набагато більша, ніж розрахована, прийняли, що кристал, який хоча і здавався досконалим (у видимому світлі), насправді недосконалий і складається з маленьких субкристалів, які слабо орієнтовані один відносно одного і розташовані мозаїчно.

У роботі Джеймса [27], на механічно полірованій поверхні кристалів після їх нагріву (для усунення порушень, викликаних процесом полірування) були знайдені (при вимірі інтенсивності рентгенівських віддзеркалень) явно виражені мозаїчні структури. Згідно сучасним уявленням, це означає, що невелике поверхнєве наклепану з подальшим нагрівом привело до фрагментації кристала, що є саме тим, що зараз називають полігонізацією.

Таким чином, можна сказати, що ще в дослідях Джеймса (у 1930 р.) спостерігалася полігонізація за допомогою рентгенівської методики, хоча явище як таке не було ще відоме.

Таку ж фрагментацію виявив Круссар в монокристалах і в грубозернистих полікристалічних зразках алюмінію після невеликої деформації (волочіння 1—2%) з подальшим нагрівом [28].

Дженкінс і Мелор [29] спостерігали при дослідженні повзучості заліза і сталі фрагментацію вихідних зерен на субзерна, помітні мікроскопічно. На зразках з алюмінію Круссаром [30] також була показана (рентгенографічно і мікроскопічно) фрагментація при повзучості. Дослідження тонкої структури показали, що утворюються субзерна з невеликою розорієнтованістю; подібне явище спостерігали також Вуд і Тапселл [31].

Таким чином, є два види дослідів, в яких невелика деформація і нагрів проводяться або одночасно, або послідовно, і в обох випадках отримують характерну структуру, що складається із слабо розорієнтованих субзерен.

Спостережувана фрагментація є особливим явищем, відмінним від утворення мозаїчної структури при твердінні. Тому при характеристиці цього явища представляється необхідним враховувати всю механічну і термічну передісторію металу.

ДАНИ РЕНТГЕНІВСЬКИХ ДОСЛІДЖЕНЬ

Як показав Кан [32], структурні зміни при полігонізації, зафіксовані за допомогою рентгеноструктурного аналізу після певного нагріву деформованого зразка, полягають в тому, що хоча плями астеризму на лауєграмах залишаються в тому ж положенні, але вони розщеплюються на багато окремих маленьких плям з невеликим затемненням плівки між ними або з повною відсутністю затемнення. Отримувані лауєграми відрізняються від лауєграм після первинної рекристалізації монокристалів, коли утворюється ряд плям, що не мають закономірного розподілу відносно початкових. Дані рентгенівського аналізу свідчать, що формування структури полігонізації відбувається поступово, у міру збільшення тривалості нагріву. Лауєграми, зроблені після ряду послідовних нагрівів з витримкою, що збільшується, показують, що плями, що ставали поступово все виразніше (гостріше), потім зменшуються в числі, але завжди розташовані в межах площі вихідної (до нагріву) плями астеризму. Представляється, що окремі полігони зростають в результаті міграції субмеж, але не змінюють свого орієнтування. Круссар, що виявив це явище, назвав його «рекристалізацією на місці» і показав, що в кожному субзерненному об'ємі зберігається первинна

орієнтація решіток (як і після деформації), але при цьому спостерігається в них значне звільнення частини пружних спотворень.

Така поведінка рентгенівських рефлексів у міру розвитку полігонізації абсолютно не схоже на те, яке спостерігається при утворенні нових зерен шляхом освіти зародків. У цьому останньому випадку лауепятна з'являються як би раптово і збільшуються в розмірі до тих пір, поки нові зерна не заповнять увесь об'єм, після чого їх розмір залишається постійним. Рекристалізація цього типу, тобто звичайна рекристалізація, спостерігається в більшості випадків після рекристалізації на місці. Остання супроводиться поступовим (і незначним) зменшенням межі пружності, тоді як звичайна рекристалізація через утворення зародків (центрів) супроводиться різким падінням межі пружності.

У згоді з викладеним, Лакомб [33] запропонував додати термінам «полігонізація» і «рекристалізація на місці» різні значення. Термін «полігонізація» має бути застосований для опису структури з дуже дрібних субзерен, знайденою, наприклад, в роботі Гинье і Теневена [34], і яку можна виявити лише особливим методом фокусування при рентгенівській зйомці. Термін «рекристалізація на місці» повинен бути застосований для опису пізніших стадій процесу, коли субзерна і кути між ними збільшуються настільки, що зміни в субзеренній структурі можуть бути зафіксовані на зазвичай знятих лауеграммах.

Це ділення, звичайно, умовне, оскільки залежить не лише від вживаної рентгенівської методики (техніки), але також і від розмірів зразків і їх здатності поглинати рентгенівські промені. Крім того, Кан [35] показав, що кордони субзерен, характерні для стадії політонізації, у ряді випадків можуть бути виявлені травленням, тоді як по лауеграмме не було ознак цього явища. Проте все ж варто зробити відмінності в термінології хоч би через те, що, вибравши за критерій зміни у вигляді рентгенограм, можна встановити різницю між полігонізацією і рекристалізацією і підкреслити певний зв'язок між полігонізацією і поверненням.

Ймовірно, перше систематичне рентгенівське спостереження явища полігонізації і при його розвитку рекристалізації на місці було зроблено Конобеєвським і Мірер [36], які знімали лауеграмми з сильно зігнутого, а потім нагрітого кристала кам'яної солі. Потім полігонізація і рекристалізація на місці спостерігалися при різних обставинах у ряді досліджень. Так, Бунгардт і Освальд [37] зняли дебаєграмми із слабо прокатаного зразка грубозернистого алюмінію. Після нагріву на помірні температури (недостатні для того, щоб викликати первинну рекристалізацію) грубі плями, що становлять Дебаївські кільця, набували тоншої будови. Використання монохроматичного випромінювання, ймовірно, перешкодило спостерігати весь діапазон присутніх орієнтацій. На дебаєграммах розтягнутої і повторно нагрітої низковуглецевої сталі був виявлений такий же ефект, але він був менш помітний [38].

Маддін виявив полігонізацію і рекристалізацію на місці в сильно розтягнутому кристалі а-латуні, що має (не дивлячись на значну деформацію)

лише незначні внутрішні спотворення, про що свідчили гострі (чіткі) рефлекси. Ці чіткі маленькі лауе-плями почали ще більше подрібнюватися при нагріві і можна було виявити лише локальні слабкі ознаки зародкоутворення. Цей результат узгоджується із спостереженнями Круесара і Обертіна [39], які показали, що на монокристалах цинку навіть після сильного розтягування виявляється лише дуже слабкий астеризм і що після відповідного нагріву в них відбувається рекристалізація на місці, попередня звичайній рекристалізації з утворенням зародків. Пізніше це виявилось справедливим також і для полікристалічного цинку. У роботі [40] спостерігалася рекристалізація на місці в кристалах свинцю, підданих деформації повзучості при підвищених температурах; Дані [41] виявив це явище на лауеграммах, знятих з деформованого крем'янистого фериту.

В разі повзучості полігонізація і рекристалізація на місці звичайний виявляються в зразках, підданих випробуванню (деформації) при помірно високих температурах; в цьому випадку для розвитку цих процесів немає необхідності в яких-небудь подальших нагрівах. Так, на лауеграммах грубозернистого алюмінію, знятих після тривалої повзучості при 200°K , отримали ясно розщеплені плями астеризму [39].

У більшості розглянутих експериментів рентгенівські дані не були доповнені вимірами властивостей, хоча такі виміри допомогли б глибше вивчити природу політонізації і рекристалізації на місці. Виняток становить робота Круссара [43] на алюмінієвих кристалах, в якій він встановлював зв'язок між змінами у вигляді лауеграмм і температурної залежності межі пружності. Мабуть, рекристалізація на місці може супроводитися деяким разупрочненням зразків; проте разупрочнення на тих стадіях, на яких стають помітними зміни лауеграмм, відрізняється від разупрочнення, викликаного поверненням. Круссар помічає: «Створюється враження, що спостережуване явище пов'язане як би з появою усередині вихідного кристала нових дрібних кристалів, що мають таку ж приблизно орієнтування, як і вихідний кристал».

Тоді представляється доцільним шукати підтвердження існування нових дрібних кристалів мікроскопічними методами дослідження і спробувати зв'язати між собою різні умови здобуття даної мікроструктури і, зокрема, різний характер вживаної деформації і кристалографії зразків. Для цього Кан [35] виконав ряд принципів експериментів, в процесі яких стало зрозуміло, що більш всього відомості можуть бути отримані при використанні як об'єкт дослідження зігнутих монокристалів (по методу Конобеевського і Мірер, які виконали перший оригінальний експеримент). Дроблення плям (рефлексів) астеризму було продемонстроване з повною очевидністю на зігнутих монокристалах цинку, магнію і алюмінію, так само як і в разі кам'яної солі. Так, кристали цинку, що мають форму пластинок, єдина площина ковзання в яких була нахилена під кутом 45° до поверхні пластинки, були зігнуті таким чином, що по одній системі ковзання відбувався чистий пластичний вигин з вектором Бюргерса, перпендикулярним до осі вигину.

ДИСЛОКАЦІЙНИЙ МЕХАНІЗМ ПОЛІГОНІЗАЦІЇ

Схема на рис. 2.10 ілюструє поведінку краєвих компонент дислокацій, що виникають, як би при ідеальній деформації. У загальному випадку приймають, що дислокації мають однаковий знак і рухаються в найбільш напружених зонах (наприклад, А і А') під впливом розтягуючої (у А) і стискуючої (у А') напруги (знак визначається відносно нейтральної осі); в процесі свого руху дислокації групуються відповідно до наявного градієнта напруги. Проте насправді у кожній половині смужки наявна дислокації обох

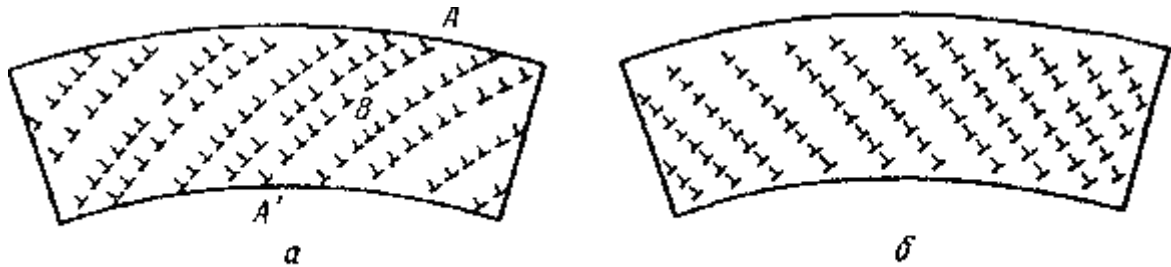


Рис. 2.10 Схема розташування краєвих компонент дислокацій в кристалі після вигину (а) і після вигину з подальшим нагрівом (б)

знаків, бо дислокаційні петлі (по механізму Франка—ріда) утворюються майже повсюдно. Згідно схемі, повинен залишатися надлишок краєвих дислокацій одного знаку, що забезпечує пластичний вигин кристала; ці дислокації і показані на рис. 2.10, а. Тоді кількість дислокаційних ліній в смужці повинна збільшуватися у міру видалення від нейтральної осі до периферії. Гвинтові компоненти дислокацій переміщуються уперек, поки не вийдуть з кристала або не зустрінуть інші гвинтові дислокації із зворотним знаком і не анігілюватимуть при поперечному ковзанні або будуть згруповані з утворенням дублетів, не наводячи до макроскопічного вигину.

Таким чином, пластичний вигин характеризується присутністю надлишкових дислокацій одного знаку, розташованих на поверхні смуг (пачок) ковзання. Ці дислокації забезпечують безперервність решіток між суміжними смугами (пачками) тому, що решітки на поверхні розділу двох смуг ковзання в одній пачці розтягнуті, в іншій стислі; таке положення справедливе для решіток по обидві сторони від лінії дислокації. Величина (кількість) ковзання або зрушення на кожній площині ковзання змінюється від нуля до позитивного або негативного максимального значення залежно від напрямку просування від нейтральної осі зразка до зовнішніх або внутрішніх шарів відповідно. Оскільки елементарне зрушення (ковзання) здійснюється при переміщенні дислокацій по площині ковзання, то вочевидь, що описаний градієнт визначається присутністю дислокацій, як би застряглих в площинах ковзання. Отже, потрібний, аби був надлишок дислокацій одного знаку над кількістю дислокацій іншого знаку. Ці особливості і характерні для даного випадку зігнутого кристала.

Якщо тепер надлишкові дислокації переміщаються по площині ковзання і скупчуються з певним інтервалом, то тоді ці скупчення дислокацій розділяють між собою не зігнуті області кристала, злегка разорієнтованні один відносно одного. Бреґ [43] показав, що будь-який кордон між двома злегка разорієтованими областями кристала є фактично рядом ліній дислокацій, які можуть бути або краєвими, або гвинтовими, або змішаними.

Під впливом нагріву дислокації можуть переміщатися і утворювати іншу конфігурацію, розміщуючись в стінки, орієтовані перпендикулярно вектору Бюргерса (рис.2.10, б). Рівномірно зігнуті лінії ковзання замінюються, таким чином, прямими (ламаними) лініями (створюючими полігони), звідси і назва — полігонізація. Ідея таких дислокаційних стінок введена вперше Бюргерсом [44] і розвинена далі Рідом і Шоклі [45] для опису структури всіх видів кордонів в кристалі. Проте такими простими, такими, що складаються з одного вигляду дислокацій, стінками (рис. 2.10, б) добре описуються лише ті кордони, які обмежують субзерна з невеликою разорієтованістю, тобто коли поворот однієї решітки відносно іншої відбувається лише по одній осі з кутом разорієтовки не більш 10° , причому вісь направлена по дислокаційній лінії і розташована в площині кордону. Це і відповідає тому типові субграніці, про яких було сказано вище (кордони між двома субзернами полігонізованої структури, які також називають кордонами нахилу).

Подібні перегрупування дислокацій наочно показані мікроскопічними дослідженнями. При цьому були використані способи травлення, що виявляють сліди дислокаційних ліній на поверхні. Зокрема, слід вказати на досліди Кана [32] з монокристаллами алюмінію і досліди Данна [41], які були проведені на тонких пластинках монокристала крем'янистого заліза. Після вигину травлення виявляє на бічних поверхнях розподіл дислокацій в площинах ковзання (рис. 2.11), а потім після нагріву — їх перегрупування у вигляді вертикальних стінок. Перегрупування починається з утворення коротких ділянок стінок (рис. 2.12, а), які потім подовжуються до тих пір, поки вони не розмежують кристал на паралельні шари субзерен (рис. 2.12, б і в).

При підвищенні температури нагріву стінки можуть поглинати один одного і, таким чином, субзерна збільшуються. Зокрема, Данн детально досліджував цей механізм зрощення стінок (рис. 2.12, г) і встановив, що у міру зменшення числа стінок зростає щільність дислокацій в стінках, а також кут нахилу між сусідніми субзернами. З цієї причини поверхневе натягнення (поверхнева енергія) субграніць збільшується і розташування паралельних стінок стає нестабільним: субграніці прагнуть об'єднатися, як відомо, в потрійному вузлі під кутом в 120° , тобто субзерна прагнуть до округлення (рис. 2.13).

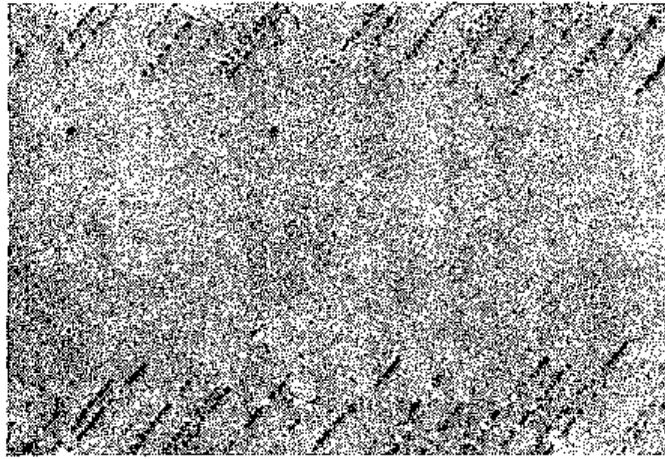


Рис. 2.11 Зігнутий кристал крем'янистого фериту; поверхня (211) зігнута відносно осі [211] по радіусу 2,55 см; після електролітичного труєння, можна побачити сліди дислокацій [41]. X750

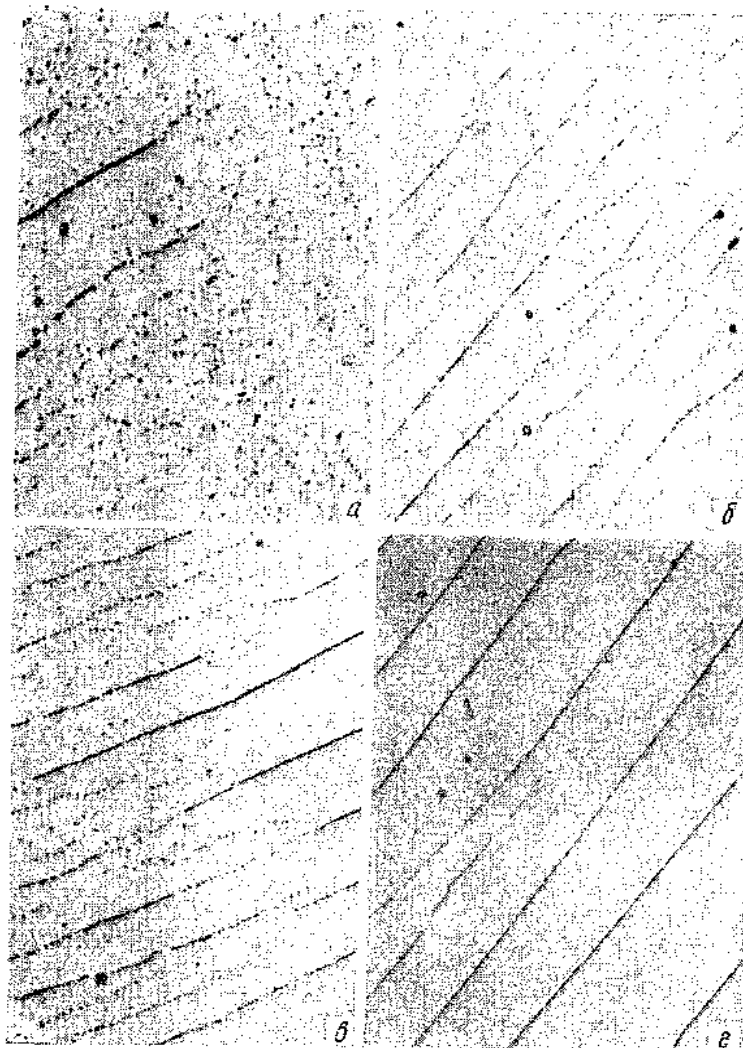


Рис. 2.12 Розвиток полігонізації в зігнутому (рис. 2.11) кристалі крем'янистого фериту після нагріву протягом години [41]: а — 700; б — 850; в — 875; г — 975° К

Ця остання стадія зрощення субграниць і збільшення субзерен морфологічно подібна до стадії зростання зерен при рекристалізації; з цієї причини термін «рекристалізація на місці» можна вважати вдалим.

Вочевидь, механізм даної стадії пізніше полігонізації в цьому простому випадку складається з комбінації ковзання дислокацій і їх переповзання, що передбачає певний розвиток дифузії. При цьому можна розрізнити наступні стадії явища:

1) переміщення дислокацій в площині ковзання. Це — процес, що активується, у зв'язку з тим, що дислокації затримуються або по ефекту Коттрелла або Сузуки, або різними перешкодами (вихід частини дислокаційної петлі на поверхню, порогами, ділянками гвинтових компонент в площинах поперечного ковзання) і тому не можуть спонтанно перегруповуватися в стінки. Для перегруповування необхідне підведення теплової енергії;

2) за певних умов деформації і нагріву можливе одночасне ковзання і переповзання дислокаційних пакетів. Вони в різних ділянках кристала групуються в невеликі ділянки коротких стінок, які потім збільшуються (зростають), приєднуючи до себе інші дислокації;

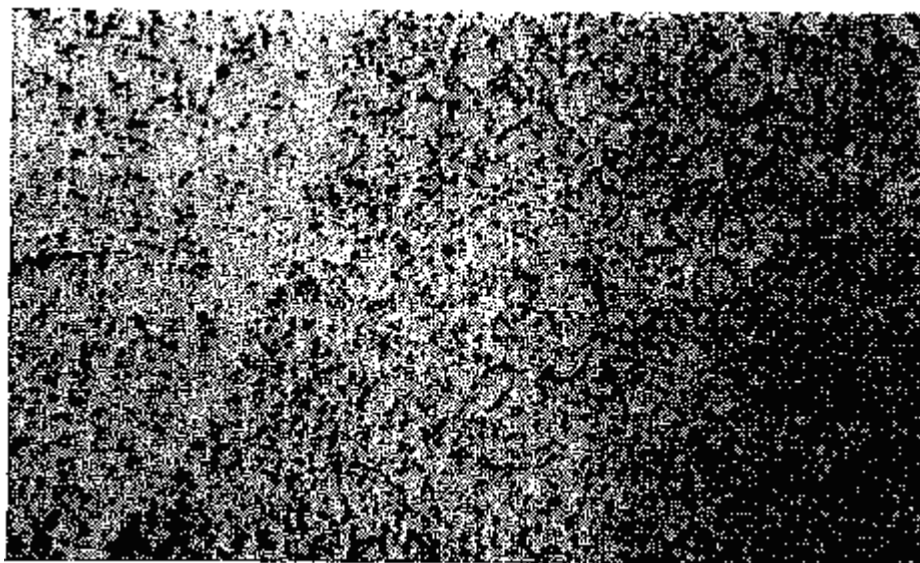


Рис.2.13 Кристал алюмінію, розтягнутий на 7%, а потім нагрітий при 590° К протягом 36 г;начало рекристалізації на місці[35]. ×400

3) зрощення стінок (в результаті ковзання в субзернах), що утворилися, і подальше їх перерозподіл (в результаті розвитку переповзання).

УТВОРЕННЯ СТИНОК (СУБГРАНИЦЬ) ПРИ ПОЛІГОНІЗАЦІЇ

Як показано розрахунками Ріда і Шоклі [46], збирання дислокацій в стінки, визначальне полігонізацію, відповідає зменшенню енергії в кристалі. За схемою рис.2.14 дислокація А є закріпленою, а дислокація В ковзає по сусідній площині. Площина креслення перпендикулярна лініям обох

дислокацій і ордината $Y = d$ дислокації В залишається постійною. Зміна енергії взаємодії А і В (як функції від X) $W_{AB}(X)$ зображається кривий на рис. 2.14. За простим підрахунком (приведеному в роботі [46]), компонента сили по осі x , дислокаційній лінії, що діє в пружному полі, А на лінію В :

$$F_x = (Gb^2/2\pi(1-\nu)) \cdot X(X^2-d^2)/(X^2+d^2)^2,$$

де G — модуль ссуву;

b — вектор Бюргерса;

ν — коефіцієнт Пуассона.

Інтеграція цієї функції дає зміну енергії. Проте для цього потрібно знати постійну інтеграції, що вимагає розгляду комплексу умов, залежних від вибраної просторової області інтеграції.

Як впливає з схеми рис. 2.14, дислокація В прагне встановлюватися перпендикулярно над А; інакше кажучи, дві ідентичні краєві дислокації, що вільно переміщуються у своїх площинах, прагнуть зайняти таке положення, аби їх вектор Бюргерса був перпендикулярний до площини, що проходить через їх ядра.

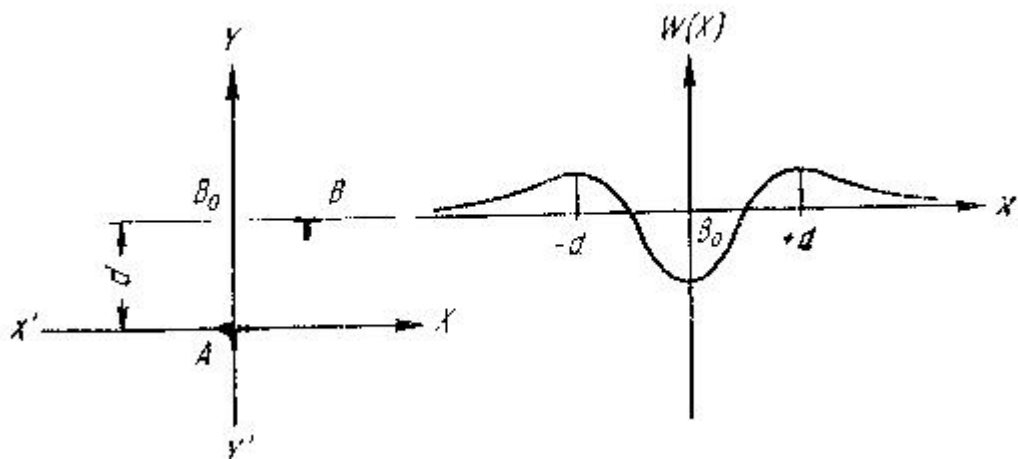


Рис. 2.14 Схема Ріда — Шоклі для розрахунку взаємодії між дислокаціями, створюючими вертикальні стінки

Якщо розглядати не лише дві ізольовані дислокації, а кінець стінки, утвореної в області нижньої напівплощини (проекція цієї стінки $Y' A$ на рис. 2.14), то для дислокації В, що просувається по сусідству, дійсні ті ж міркування. Оскільки вплив дислокацій напівплощини підсумовується, то дислокація В втягується великими силами в положення B_0 (рис. 2.14), що пояснює порівняно швидке зростання ділянок стінок на кінцях.

Утворення стінок із строго збудованими дислокаціями описується кількісною теорією. Але і приведений вище якісний розгляд показує, що утворення стінок є перехід до стабільного стану, оскільки при їх наявності пружні спотворення від окремих далеко віддалених дислокацій частково компенсуються. Оскільки в реальних умовах можливе порушення строгого порядку у вибудовуванні дислокацій у зв'язку з впливом різних перешкод, то можливо лише часткове вибудовування, що наводить до розподілу дислокацій, близького до того, яке має бути в строгій стінці. Проте і в цьому випадку відбувається компенсація пружних спотворень і стінки

неповної (недосконалої) полігонізації також будуть стабільними. З викладеного витікає, що такі стінки набувають найбільшу стійкість (стабільність), коли їх товщина буде порядку середньої відстані між дислокаціями усередині стінки.

У реальних умовах можливе утворення скупчень (угруповань) дислокацій у зв'язку з гальмівним впливом різних перешкод (наприклад, часток виділень). Скупчення дислокацій можуть утворитися також при їх зустрічі в процесі множинного ковзання.

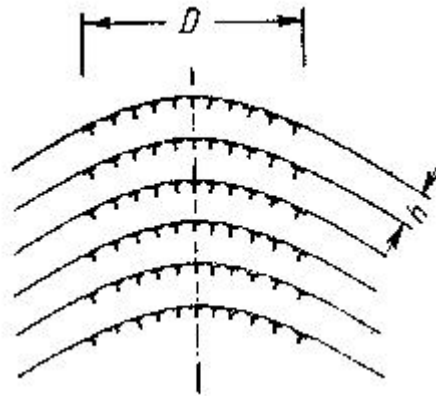


Рис. 2.15 Модель шаруватого кордону (по Тесьє де Кроз)

Виникає питання — чи спостерігається прагнення дислокацій в таких скупченнях до утворення стінок. Цей випадок дуже важливий для практики, але із-за складності він теоретично мало досліджений. В зв'язку з цим можна вказати на важливі теоретичні дослідження Тесьє де Кроз [47], який оцінив умови існування і стійкості для шаруватих кордонів. Останні складаються з розташованих один над одним рядів скупчень дислокацій, розділених пружно зігнутими пластинками (рис. 2.15). Представляється, що таке розподіл дислокацій є найбільш стійким за умови, що різниця в разорієнтації сусідніх зерен складає не більш 10° .

Слід зазначити, що в разі шаруватих кордонів товщина кордонів зерна може бути значно більше товщини пластинок (як видно на рис. 2.15). Можна передбачити, що ці особливості будови справедливі і для стінок неповної полігонізації. Дослідження за допомогою чутливої рентгенівської методики на кристалах, підданих чистому невеликому вигину, виявили існування областей великої інтенсивності віддзеркалення, розділених зонами, що дають віддзеркалення меншої інтенсивності. Можна передбачити, що вже один вигин в даних умовах наводить до недосконалої полігонізації: утворюються субзерна з мало спотвореною структурою, розділені сильно спотвореними зонами, що нагадують шаруваті кордони. Вочевидь, що схема рис. 2.10, а дуже спрощена. Розподіл дислокацій з самого початку деформації не завжди рівномірний, навіть при чистому вигині. В процесі деформації, при якій накладаються дві системи гвинтових дислокацій, лежачі в одній і тій же площині ковзання, кристал розділяється по площині сіткою з гвинтових дислокацій, причому неминучий поворот обох частин кристала відносно

один одного. Утворюється субграніца, названа субграніцею скручування, оскільки обертання виробляється довкола осі, перпендикулярній стінці. Такі кордони можуть виникнути, зокрема, при крученні.



Рис. 2.16 Будова (зйомка на просвіт) алюмінієвого кристала після деформації і полігонізуєчого нагріву при 400°C . $\times 40\ 000$

Можна прийти до ще складніших моделей субграніц, комбінуючи вигин і кручення або багатократний вигин по різних осях. Проте умови для виникнення і існування таких стінок із складною структурою важко передбачити і теоретично розрахувати. При розгляді деформованих і відпущених кристалів в світловому (в разі галогенідів) або електронному мікроскопі (в разі металевої фольги) можна добре розрізнити сітки переплетених (зім'ятих) дислокацій, створюючих стінки. Найчастіше сітки мають вигляд шестигранників або ромбів (рис. 2.16). Це означає, що вони створені дислокаціями, що прийшли з двох або трьох систем ковзання, і, таким чином, стінки набувають великої стійкості.

Складну деформацію часто можна спостерігати при розтягуванні монокристала, коли за умовами випробування захвати перешкоджають повороту зразка. Тоді явище ускладнюється і просторовий розподіл одиничного ковзання буде нерівномірним. Утворюються угруповання деформаційних смуг. Деякі з цих смуг із-за їх характерного вигляду отримали назву «смуг скидання». Слід зазначити, що:

1) смуги виникають в умовах, коли позначається переважний вплив якийсь однієї системи ковзання, що викликає поворот всього кристала. При цьому на лауеграммах з'являється астеризм. Напрям астеризму і вигляд смуг скидання показують, що в даному випадку виникають пари несовершенних кордонів нахилу. Інколи частина кристала, обмежена субграніцями, обертається і виникає місцеве (локалізоване) вторинне ковзання;

2) при однаковій інтенсивності впливу два або більше систем ковзання сліди ковзання розподіляються по взаємно розділених різних просторових областях (вторинні смуги ковзання) або утворюють складні переплетіння. В цьому випадку не спостерігається ні макроскопічного вигину, ні спотворення (викривлення) всього кристала. Не буде навіть астеризму при рентгеновському дослідженні всього зразка, але спостерігатимуться лише дуже обмежені місцеві повороти в областях біля ліній ковзання, що мають свої особливості. Осі їх розташовані не в площині ковзання, як при астеризмі скидання, а перпендикулярно їй. Інакше кажучи, не утворюються кордони нахилу, перпендикулярні площини ковзання, а, навпаки, самі площини ковзання як би є кордонами скручування.

Таким чином, полігонізація в розтягнутих кристалах в загальному випадку схожа на полігонізацію в зігнутих кристалах. Встановлено, що полігонізація має бути пов'язана з деяким відхиленням від однорідної деформації під час подовження, тобто деякі області решіток мають бути зігнуті, тому що полігонізація може виникнути саме в цих областях (у зв'язку з необхідністю мати надлишкову кількість дислокацій одного знаку). Ідеальний кристал після пластичного подовження знаходиться в такому фізичному стані, який рентгеновськи нерозрізнено від його первинного стану (виключаючи області поблизу затисків, в яких є ковзання з вигином). Це ідеальний стан виявляється приблизно справедливим стосовно деяких металів. Так, Хоникомб не виявив астеризму в кадмії, розтягнутому більш ніж на 100%, а Круссар і Обертін відзначають [39], що після подовження кристала цинку на 260% лауе-зворотне віддзеркалення виявляє поворот лише на 4° .

Принципові експерименти були зроблені Каном [35] на тонких кристалах високочистого (99,99%) алюмінію (що мають форму пластинки), які були отримані шляхом орієнтованої кристалізації з приманкою; такий зразок показаний на рис. 2.17. Верхня поверхня X і бічна поверхня Y були добре відшліфовані і ретельно електролітично відполіровані.

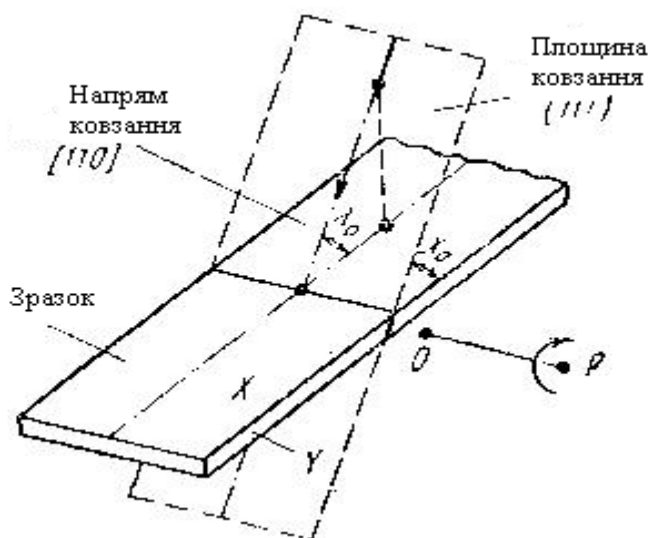


Рис. 2.17 Орієнтація алюмінієвого кристала в досліді Кана [35]

Кристали були деформовані розтягуванням з мірами від 7 до 27%. Орієнтація була вибрана так, що велика частина загальної деформації могла бути здійснена в межах області одиничного ковзання, а вигин в процесі течії, характерний для множинного ковзання, виявлявся у зв'язку з поворотом довкола осі ОР. Зразок був зігнутий лише відносно його товщини, і спотворення внаслідок цього були відносно слабкими.

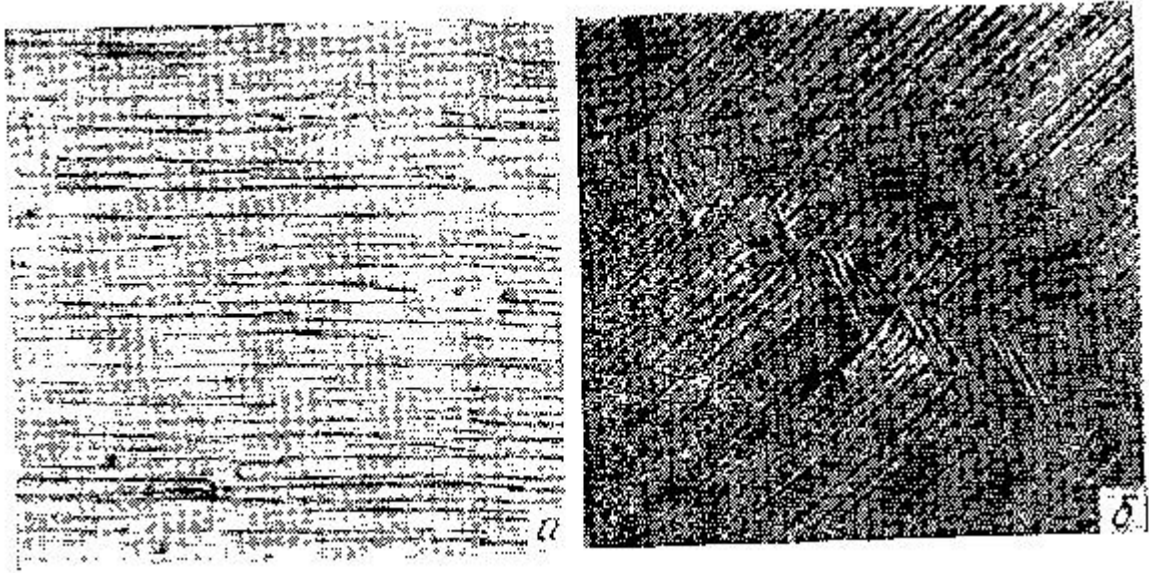


Рис. 2.28 Алюмінієвий кристал:
а — Х-поверхня; розтягнення 7%. $\times 120$; б — Y-поверхня; розтягнення 25%. $\times 126$ [35]

Після розтягування були зняті мікрофотографії ліній ковзання на обох вказаний них поверхнях (лінії ковзання на бічних поверхнях природно, не паралельні напрямку ковзання). На рис. 2.18,а показані лінії ковзання на Х-поверхності кристала, розтягнутого на 7%; на рис. 2.18,б — лінії ковзання на Y-поверхності іншого зразка, розтягнутого на 25%. З деяких зразків були зняті зв'язані між собою фотографії, для підтвердження того, що: 1) лінії ковзання на верхній поверхні уриваються в результаті поперечного ковзання подібно до явища, знайденого в а-латуні в роботі [48]; поперечне ковзання на бічних поверхнях практично не було виявлене; 2) на цих останніх поверхнях було виявлено ціле скупчення (сімейство) площин ковзання, які зазнали слабкий вигин. Лінії цього вигину виявлялися виразніше, якщо зразок був протравлений і освітлений косим світлом так, що незігнута матриця здавалася світлою. Ці зігнуті ділянки краще видно в сильно розтягнутих кристалах, але вони існують навіть і в слабо розтягнутих. Було знайдено, що зразки містили багато таких ліній вигину або смуг деформації в перетинах, приблизно паралельних до площин ковзання. Лінії (смуги) стають помітнішими і багаточисельними із збільшенням подовження. На рис. 2.19 показано, що значний контраст є між зігнутими смугами (лініями) і суміжними об'ємами в кристалах, розтягнутих на 20%, а потім протравлених.

Після вимірів зразків на гоніометрі було знайдено, що об'єми кристала в смугах повернені біля осі ОР; вісь також міняє напрям за допомогою ковзання, що вигинає (виявлений поворот був пов'язаний з ковзанням, що вигинало).

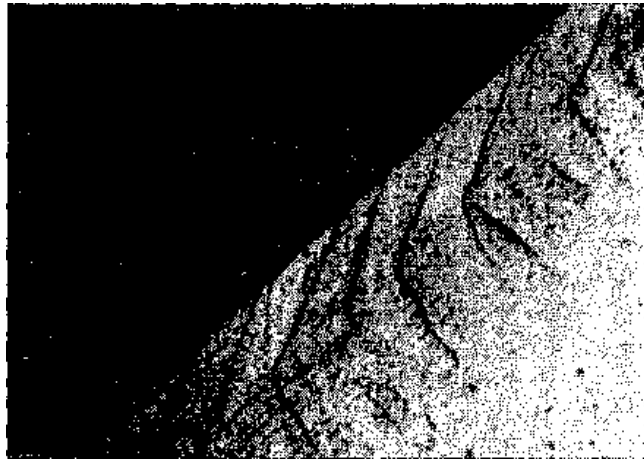


Рис. 2.19 Алюмінієвий кристал, розтягнутий на 20% і нагрітий на 435° К (макротравленіє). Косе освітлення, видно обоє поверхні (X і Y). $\times 11$ (позначення див. на рис 2.17)

Зрозуміло, що ці смуги обумовлені негнгоменним розтягуванням кристала; вони утворюються, коли деякі частини (об'єми) кристала ковзають першими, а потім за ними слідуєть інші частини, і це повторюється до найостаннішої стадії ковзання. Негнгоменне (нерівномірне) розтягування кристала було підтверджене прямим виміром відстані між рядами подряпин на його поверхні; на схемі рис. 2.20 показано, як утворюються ці зігнуті смуги деформації.

У кристалах, підданих потім нагріву на 450° — 550° К (температуру вибирали залежно від міри подовження), виявляли полігонізацію і рекристалізацію на місці. Детальне вивчення лауеграмм показало, що наявний астеризм обумовлений виникаючими зігнутими смугами деформації, а також рекристалізацією на місці, яка і визначила розкладання суцільного рефлексу на окремі плями.

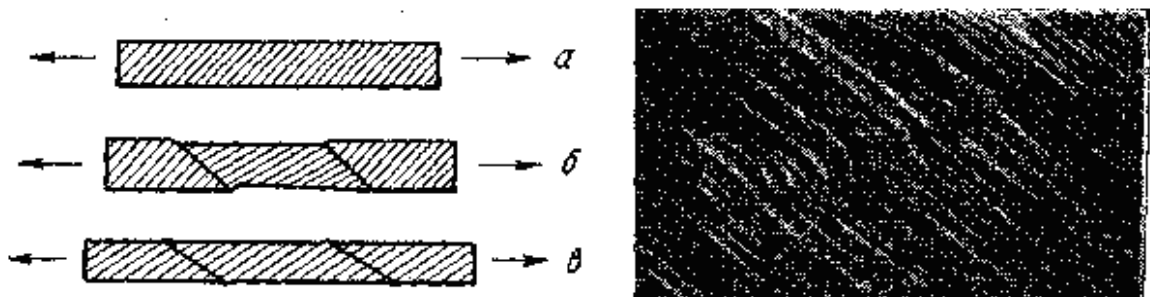


Рис. 2.20 Утворення деформаційних смуг в результаті розтягування кристала [35]:

а — до розтягування; б—после локальної течії; у — після подальшого розтягування

Рис. 2.21 Алюмінієвий кристал, розтягнутий на 31% і нагрітий на 450° К протягом години. Y- поверхня переполірована і розтягнута на 3%. × 260

На рис.2.21 можна побачити на поверхні Y (розтягування 31%, нагріваючи 450° К, 1 г, переполіровка і повторне розтягування 2 —3%) знов освічені лінії ковзання, що зазнають різкий вигин при проходженні через полігонізовану смугу деформації, а не плавне викривлення, як це показано на рис.2.18,б. Мабуть, полігонізація і рекристалізація на місці в розтягнутих кристалах пов'язані в першу чергу з наявністю різкої кривизни (з вигином) решітки в смугах деформації. Ці спостереження дають можливість пояснити встановлений факт [41], що рекристалізація на місці в крем'янистому фериті зустрічається поблизу смуг деформації.

ПОЛИГОЗАЦІЯ В ПОЛИКРИСТАЛАХ

В разі полікристалічних зразків із-за взаємодії між зернами деформація не буде однорідною і її можна приблизно розглядати як складну (комплексну). У цих умовах лише деформація (без подальшого нагріву) при кімнатній температурі в певних умовах може викликати щось подібне полігонізації. Як показав Жауль, в багатьох металах при розтягуванні може розвиватися фрагментація за умови перевищення деяких критичних значень подовження, званих крапками переходу. При відповідному подовженні в алюмінії різної чистоти — від 1,5 до 5% напруга досягає значень, при яких можлива активація поперечного ковзання [50]. Таким чином, сенс цих порогових (критичних) значень подовження і напруги полягає в тому, що створюються умови для перегрупування дислокацій, що скупчилися до цього біля перешкод. Можна вважати, що вони розподіляються у вигляді більш менш досконалих стінок, що розділяють мало разорієнтовані субзерна.

Деформація при декілька підвищеній температурі (але близькою до кімнатної) наводить вже до виразної фрагментації на субзерна, які можуть містити еквівалентну кількість позитивних і негативних дислокацій і, таким чином, не викликати в цілому вигину або спотворення форми зразка. Ці субзерна розділені недосконалими субграніцями, в яких збирається локальний надлишок однойменних дислокацій. Це і є недосконала, або полігонізація, що починається.

При нагріванні такого деформованого металу, який, як було показано, вже у вихідному стані є фрагментованим, спостерігатиметься розвиток досконалишої полігонізації (якщо не відбувається рекристалізації шляхом утворення зародків і їх зростання). Стінки стають тоншими, а в об'ємі субзерен відбувається взаємне знищення дислокацій різних знаків, що визначає явище повернення; проте повернення може відбуватися при температурах нижче, ніж ті, при яких спостерігається стоншування стінок.

ВПЛИВ ВИДІВ ДЕФОРМАЦІЙ

Характер розвитку процесу полігонізації залежить від вигляду деформації. В разі чистого вигину стінки є порівняно тонкими в результаті збирання дислокацій в строго певних площинах. Потім стінки зростаються при збереженні загальної орієнтації субзерен і перегруповуються так, що відбувається рекристалізація на місці.

У монокристалі (коли після розтягування утворюються смуги скидання) при нагріві мікрополоси скидання поступово розчиняються, оскільки дві потовщені складні субграниці, що обмежують ці мікрополоси, притягуються, бо вони зігнуті в різні боки. Цей процес мало гальмується перешкодами. В результаті помірного нагріву відбувається взаємне знищення субграниць. В той же час мікрополоси скидання сильніше блоковані в результаті вторинного ковзання і полігонізуються як би «шарами». Така структура досить стійка, якщо середня частина смуги не дуже сильно разорієнтована; інакше ця частина може служити зародком рекристалізації. Якщо виявляється можливим запобігти зародкоутворенню, то і при порівняно високих температурах можна спостерігати рекристалізацію на місці.

У монокристалах, в яких при деформації відбувається множинне ковзання, але не утворюються смуги скидання (і особливо в полікристаллах), вірогіднішим є виникнення зародків рекристалізації. Якщо деформація менше критичної, то при нагріві утворюється явно виражена тонка полігонізована структура, яка потім може «грубіти» в результаті зрощення субзерен.

У грубозернистих полікристалічних тілах в окремих великих кристалах можуть утворитися смуги скидання; в цьому випадку виявляється тенденція до полігонізації. При цьому спостерігаються субграниці, паралельні смугам ковзання (субграничні скручування), а також інші види субграниць. Мабуть, і при полігонізації полікристаллов одночасно або послідовно протікає декілька елементарних процесів:

1) що виникають при чистому вигині або при змішаній деформації стінки стають тоншими і утворюють добре виражені субграниці, які легко виявляються мікроскопічно. Це супроводиться зникненням деяких дислокацій, випрямленням ліній дислокації під впливом лінійного натягнення і переповзання окремих дислокацій, що розподіляються більш рівномірно уздовж стінки;

2) субграниці, паралельні площини ковзання, прагнуть до зникнення при нагріві. Це означає, що субграниці скручування знищують один одного в результаті руху гвинтових дислокацій (по механізму поперечного ковзання) або з'єднуються з субграницями нахилу з утворенням змішаних субграниць. У вказаних випадках велику роль грає такий чинник, як розщеплювання дислокацій. Чим менше ширина розщеплювання дислокацій, тим легше відбувається поперечне ковзання і переповзання і тим легше відбувається полігонізація;

3) утворені в результаті ряду процесів стінки потім переміщуються як ціле (ковзанням) і зливаються; крім того, можливе зрощення субзерен шляхом переповзання дислокації усередині стінки, що наводить до зміни кута. Це наводить до своєрідного зростання субзерен (рекристалізація на місці).

При всіх цих явищах велику роль грають домішки. Чим чистіше метал, тим легше відбувається зрощення субзерен. Цей факт вперше спостерігав Гинье [34] на алюмінії, а потім Шодрон із співробітниками [51] на алюмінії і залізі. Проте, мабуть, в металах з сильно розщепленими дислокаціями, як наприклад в міді, деякі домішки можуть сприяти полігонізації (якщо вони відповідним чином міняють енергію дефекту укладання).

ПОЛІГОНІЗАЦІЯ І РЕКРИСТАЛІЗАЦІЯ

Рекристалізація шляхом утворення зародків і їх зростання може перешкодити або навіть подавити кінцеву стадію зростання субзерен. Кан [35] вважав, що зародки насправді є сильно разорієнтовані субзерна, вростаючими в полігонізовану структуру; в даному випадку полігонізація (або певний її етап) передуює освіті зародка. В зв'язку з цим слід враховувати, що повороти довкола осей (перпендикулярних площинам ковзання), роблять вплив на освіту зародків. Мабуть, цей вплив виявляється в той момент, коли ще не зникли субграниці скручування. Звідси витікає, що в освіті і орієнтації зародків велику роль грає відношення швидкостей переміщення субграниць нахилу і скручування. При цьому повинен також враховуватися вплив різної щільності порогів на гвинтових і краєвих компонентах дислокацій (що визначає швидкість переповзання).

Субзерно, оточене іншими субзернами, може зростати лише тоді, коли можливе переміщення субграниць. Це означає, що у результаті вони втрачають характер стінки або «шаруватого кордону» і перетворюються на нормальний кордон, тобто стають плоскими скупченнями недосконалості, що практично не містять вільних від дефектів ділянок. Ці кордони розділяють сильно разорієнтовані області, що зустрічаються зазвичай лише в невеликих об'ємах кристала при досить сильній деформації.

Отже, певні стадії полігонізації передують утворенню зародків рекристалізації; лише останні стадії полігонізації як би конкурують з рекристалізацією (вони можуть її гальмувати при помірних температурах нагріву).

Розглядаючи співвідношення між процесами утворення зародків рекристалізації і полігонізацій, слід мати на увазі, що не існує лише полігонізоване або лише рекристалізований стан, а в більшості випадків зустрічається накладення цих процесів і звідси як би безперервний ряд проміжних станів. Так, є зародки рекристалізації, зростаючі за рахунок полігонізованої структури, і в той же час спостерігаються певні ділянки полігонізованої структури з великими субзернами (тобто рекристалізованні

на місці), знайдені Шодроном [51], які володіють вільною енергією, нижчою, ніж енергія добре рекристалізованих зерен.

ПОЛІГОНІЗАЦІЯ ПРИ ПОВЗУЧОСТІ

До цих пір була розглянута полігонізація, викликана послідовно деформацією і нагрівом. Значний інтерес представляє випадок їх одночасної дії, тобто повзучість, при якій спостерігається у ряді випадків інтенсивна полігонізація. Повзучість наводить до утворенню чітких, сильно разорієнтованих субзерен, якщо навантаження проводять при температурах близько $0,4T_{пл}$ °К.

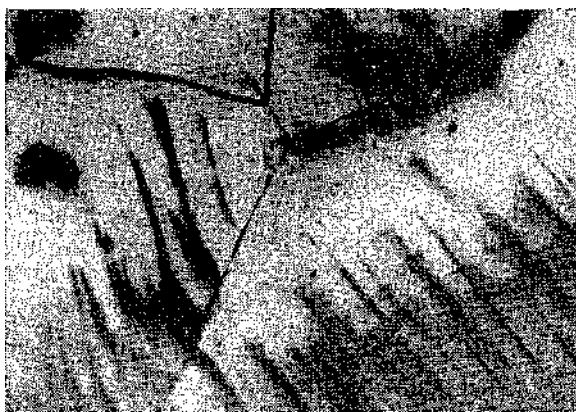


Рис. 2.22 Смуги скидання і фасетки на алюмінієвому кристалі, підданому повзучості [30]. X50

Полігонізація при повзучості може відбуватися різними способами. При крупному зерні або великій напрузі полігонізована структура матиме складний вигляд. Зокрема зустрічаються: 1) смуги скидання, що виникають при вигині переважно поблизу кордонів зерен. Ці смуги скидання мають часто вигляд полігонів і лусочок (рис. 2.22); 2) широкі смуги ковзання, більшою чи меншою мірою пересічені смугами скидання. Усередині смуг утворюється тонка полігонізована структура, субграниці якої часто розташовані паралельно лініям ковзання відповідно до описаної моделі для випадку полігонізації при деформації з подальшим нагрівом. Між смугами поступово вимальовувалися контури порівняно грубою полігонізації.

При дрібному зерні і невеликій напрузі полігонізація в загальному випадку розвивається за всім обсягом приблизно так само, як було описано для полігонізації, що відбувається між широкими смугами ковзання. В цьому випадку на початку процесу завжди мікроскопічно спостерігається випадковий розподіл дислокацій. Потім вони прагнуть збиратися в стінки, що найчастіше супроводиться утворенням невеликих ділянок стінок, зростаючих з двох кінців; потім відбувається зрощення шляхом збирання в товсті шари, які усе більш стоншуються. Спостереження говорять про те, що в процесі затухаючої повзучості (стадії I) полігонізація починається в

розпливчатому вигляді і виявляється чіткіше лише в кінці її, до моменту початку сталої повзучості (стадія II). Опір повзучості, мабуть, істотно залежить від розміру субзерен, що утворилися [52]. В зв'язку з цим набуває значення не вирішене до цих пір питання: збільшується або зменшується поле внутрішньої напруги при стоншуванні стінок і як такі зміни впливають на повзучість. Мабуть, це залежить, крім всього, від розподілу дислокацій в стінках (наявність або відсутність скупчень) і від розташування активних джерел дислокацій (у стінках і усередині субзерен). Як буде сказано далі, джерела при повзучості можуть переміщатися.

Полігонізована структура при повзучості утворюється порівняно легко і чітко, зокрема чіткіше, ніж при деформації з подальшим нагрівом. Це можна пояснити спільним впливом напруги і температури на перерозподіл дислокацій, що приводить до полігонізації. При нагріві деформованого металу рушійною силою для переміщення і переповзання дислокацій є внутрішня напруга. При меншій величині цієї напруги (що відповідає випадку малих деформацій) полігонізація розвивається лише під впливом лінійного натягнення дислокацій. При повзучості ж напруга діє завжди. Кожна дислокація, звільнена від перешкод переповзанням, замінюється іншої, яка йде потім таким же шляхом, і так далі. Звільнені дислокації скупчуються в стінки, тому при великій щільності дислокацій виходять дуже великі разорієнтировки (до 10 — 20° і більш).

Є помітна різниця між зростанням субзерен і звичайним зростанням зерен, особливо в разі одночасного впливу зовнішньої напруги, прикладеної в процесі нагріву, тобто в умовах повзучості. У роботі [38] встановлено, що швидкість росту субзерен значно збільшується при додатку зовнішньої напруги, здатної викликати невелику деформацію повзучості в процесі нагріву. Показано [53], що прискорення зростання субзерен досягає 100 разів при деформації повзучості 0,004, що викликається додатком зовнішньої напруги в процесі нагріву холоднодеформованого чистого алюмінію при 530° К. Подібний ефект прискорюючої дії напруги на звичайне зростання зерна у високочистом алюмінії встановити не можна. Це пояснюється тим, що субграниці, що мають в пластично деформованому полікристалічному матеріалі зазвичай неправильну форму, тісніше пов'язані з кристалографією суміжних об'ємів, чим звичайні кордони зерен, міграція яких не виявила такої залежності від зовнішньої напруги. Різниця між поведінкою субграниц і звичайних кордонів зерен, можливо, пов'язана не лише з різницею в мірі разорієнтації, але, швидше за все, обумовлена також різним типом разорієнтації.

СІТЧАСТІ СТІНКИ

В разі складної деформації дислокації мають бути обмежені в напрямках, перпендикулярних площині (див. рис. 2.14). Стінка обов'язково складається із закріплених ділянок дислокаційних ліній; це закріплення може бути здійснене лише дислокаційною лінією, подібно до того, як петлі сітки

закріплені її краями. Можливо, що дві або три системи паралельних дислокацій закріплюються загальними дислокаціями, що облямовують, і утворюються сітчасті стінки, як це показано на рис. 2.16.

Полігонізація, що виникає в результаті помірної деформації і подальшого нагріву, наводить до утворення субзерен, розмір яких того ж порядку, що і розміри гнізд в сітці Франка [54]. Таким чином, можна передбачити, що щонайменше частина дислокацій цієї сітки є дислокаціями, що облямовують, утримують полігонізованні стінки. Встановлено, що непружні ефекти набагато сильніші в полігонізованному стані: якщо E_0 — модуль пружності досконалого кристала, то наявність сітки Франка, що містить вільно рухомі дислокації (без врахування закріплених вузлів), наводить до зменшення модуля до $0,85 E_0$. Якщо дислокаційні лінії цієї сітки зчіплюються з полігонізованими стінками, то модуль пружності знижується більшою мірою до значень порядку $0,1 E_0$, що дійсно і було виявлено [54].

При дослідженні внутрішнього тертя при високих температурах спостерігалось, що зменшене значення модуля потім поступово знов зростає. Пояснюється цей процес таким чином: під впливом невеликої напруги полігонізованої стінки впливають на дислокаційні вузли з такою силою, що вони переміщуються, а сітка дислокацій, що облямовують, приходять в рух і стає ширшою. Можна зробити висновок, що для значної зміни або навіть знищення первинної сітки Франка (яка знаходиться в полі напруги, створеному стінками) у полігонізованній структурі при високій температурі досить невеликої напруги.

Цим пояснюється також велика стабільність структури полігонізацій, створеною при високій температурі, в порівнянні із структурою після звичайної рекристалізації [51]. Цей факт повинен грати важливу роль при повзучості. Існує різна міра зміцнення в результаті деформації при кімнатній температурі зразків, заздалегідь добре полігонізованих, і зразків, звичайним способом рекристалізованих. Криві розтягування у вказаних станах мають різний вигляд; це доводить, що стан полігонізації накладає свою субструктуру на виникаючу фрагментацію.

Слід зазначити, що при сильно розвиненими полігонізаціями і великій кількості стінок практично знищуються всякі сліди первинної сітки (шляхом входження дрібних ділянок первинної сітки) або принаймні перекривається вплив цієї сітки.

СТАБІЛЬНІСТЬ ПОЛІГОНІЗОВАНИХ СТІНОК

Вертикальні стінки дислокацій, що утворюються при полігонізації і є ефективними перешкодами для рухів інших дислокацій, виявляються настільки стійкими, що у ряді випадків виявляються в наклепаному металі навіть після нагріву на температури вище за звичайну температуру рекристалізації. Кан вказує, що в монокристалі цинку деякі субграниці, що є вертикальними стінками дислокацій, зберігалися при нагріві до температур, близьких до точки плавлення; у полікристалічному нікелі субграниці

зберігалися при нагріві до температур біля 800°K ; у однорідно деформованому залізі стійкі вертикальні стінки дислокацій усередині зерна спостерігаються у ряді випадків при нагріві до температур, близьких до критичної точки $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення.

Висока стабільність полігонізованої структури визначається низькою енергією стінок, оскільки напруга, обумовлена дислокаціями, поширюється лише на відстані порядку протяжності дислокацій в кордоні, а не по всьому кристалу.

Природно, що утворені при полігонізації стабільні субграниці визначають підвищення міцності (жароміцності) металів. У гл. 3 будуть розглянуті практичні результати по підвищенню механічних властивостей, досягнуті в результаті механикотермічеської обробки, що є, по суті, обробкою для здобуття структури полігонізації.

Практичні прийоми здобуття полігонізованої структури в результаті повзучості, що визначають істотне підвищення жароміцності, детальніше будуть розглянуті в гл. 3 і 5.

* *
* *

З викладеного очевидна трудність точного визначення різновидів структурних змін, що відбуваються при нагріванні деформованого металу і, зокрема, полігонізації, у зв'язку з тим, що вже при кімнатній температурі деформація усередині кожного кристала вельми гетерогенна і визначає своєрідний розвиток фрагментації. Вже на цій стадії деформований метал складається з об'ємів або субзерен, більш здійснених, ніж останній метал, і відокремлених один від одного шарами з сильними спотвореннями. Нагрів лише підсилює тенденцію до гетерогенізації будови, підвищуючи досконалість субзерен і стоншуючи шари (стінки), які поступово перетворюються на чіткі субграниці. У цьому процесі беруть участь всі види руху дислокацій (у тому числі що термічно активуються), які протікають послідовно або одночасно з різною інтенсивністю.

Таким чином, під полігонізацією слід розуміти процес зміни будови деформованого металу, в ході якого реалізується тенденція до розподілу дислокацій у все чіткіші субграниці, причому розвиток цієї тенденції наводить до освіти усе більш досконалих і великих по розмірах субзерен.

Загальні закономірності змін в субзеренній структурі деформованих металів наступні:

1) субзерна (розуміючи під цим терміном злегка разорієнтовані один відносно одного області в кристалі) утворюються вже в результаті пластичної деформації при досить низьких температурах, що становлять приблизно $0,1 T_{\text{пл}}^{\circ}\text{K}$. Відомий лише один вигляд деформації, який не супроводиться утворенням субзерен, — чисте зрушення (без вигину) монокристалів;

2) розмір субзерен, утворених за рівних інших умов, тим менше, чим нижче температура деформації, вище швидкість деформації, міра деформації (до певних меж) і міра легування;

3) нагрівання в певних умовах після деформації може визначити зростання субзерен, що наводить до зменшення загальної енергії на одиницю об'єму, що обумовлює збільшення термодинамічної стабільності. Зростання субзерен часто уривається (особливо в деформованих полікристалічних металах) рекристалізацією, яка знищує створену субструктуру;

4) швидкість росту субграниць істотно збільшується при одночасному (з нагрівом) додатку напруги, особливо коли вони визначають невеликі деформації. Цей ефект не спостерігається в разі звичайного процесу зростання зерен;

5) значна доля зміцнення при пластичній деформації пов'язана з характером субструктури, що утворюється. Зростання субзерен при подальшому нагріві обумовлює часткове зняття зміцнення. Проте повне зняття створеного при деформації зміцнення настає лише при повному розвитку процесу рекристалізації.

2.4 РЕКРИСТАЛІЗАЦІЯ

Класична картина первинної рекристалізації (у загальноприйнятому понятті цього терміну в технічній літературі) передбачає формування в деформованій матриці і зростання за рахунок цієї матриці ділянок з неспотвореною решіткою (так званих центрів або зародків рекристалізації), відокремлених від матриці кордонами з великими кутами разорієнтировки. При цьому одночасно можуть спостерігатися наступні зміни, що є результатом зростання нових зерен:

1) звільнення накопиченої енергії холодної деформації, пропорційне перетвореному об'єму холоднодеформованої матриці в недеформовані зерна;

2) разупрочнення, оскільки холоднодеформований наклепаний матеріал змінюється м'яким. У частково рекристалізованому матеріалі наклепані і разупрочненні області співіснують в близькому сусідстві, що може бути встановлене виміром мікротвердості;

3) зміна орієнтації, оскільки в результаті міграції великокутових кордонів деформовані зерна з однією орієнтацією замінюються рекристалізованими зернами з іншою орієнтацією (рис. 2.23).

Проте дослідження показали, що ці зміни не обов'язково повинні відбуватися всі разом. Як було вказано, відомі випадки, коли разупрочнення може відбуватися при

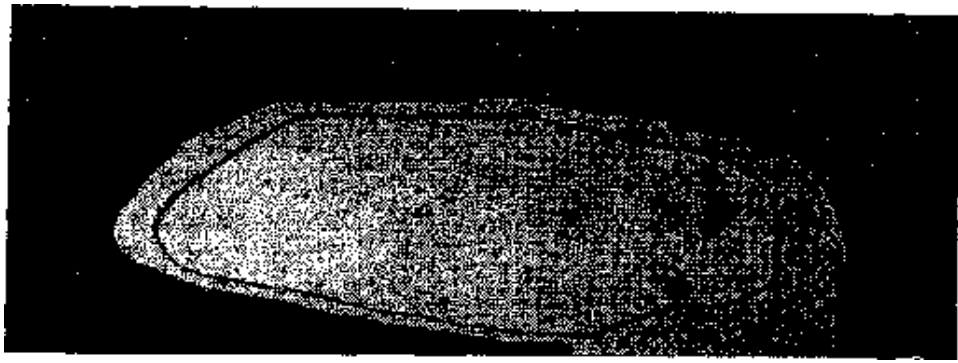


Рис. 2.23 Міграція болидокутового кордону при рекристалізації чистого алюмінію. Два послідовні положення кордону у зразку, нагрітому після плющення на 7,5% протягом 25 і 32 сік відповідно. Окисна плівка і поляризоване світло. X 75

нагріві холоднодеформованого металу на температури, що ще не визначають зміну орієнтації (тобто по істоті без міграції великокутових кордонів). Рекристалізація в структурі може спостерігатися при подальшому нагріві і проходить вже без разупрочнення. Є також приклади, коли практично вся накопичена енергія холодної деформації звільняється в процесі помірних нагрівів, ще до разупрочнення і переорієнтацій в кристалах.

В зв'язку з цим первинна рекристалізація неначе не може бути чітко розмежована від вторинної або від збиральної рекристалізації, при яких звільнення накопиченої енергії деформації також не грає ролі. Це послужило підставою для Алтертума [55] і Ван-аркеля [56] об'єднати всі явища міграції висококутових кордонів в разупрочненій деформованій матриці загальним терміном «рекристалізація». Проте при мікроскопічних дослідженнях ці процеси можуть бути помітні. Якщо після зникнення деформованої матриці і завершення первинної рекристалізації продовжувати нагрів на вищі температури, то нові центри (зерна) зростатимуть за рахунок один одного. При цьому може спостерігатися: 1) або вторинна рекристалізація (переважне збільшення розмірів деяких зерен, що попали в даних умовах експерименту в привілейовані умови для прискореного зростання за рахунок інших зерен); 2) або збиральна рекристалізація [рівномірне підростання всіх зерен, що утворилися в результаті первинної рекристалізації (центрів)]. По гістограмах розподілу зерен по розмірах процеси вторинної і збиральної рекристалізації можуть бути, таким чином, помітні (рис. 2.24).

Вторинна рекристалізація може відбуватися в разі, якщо об'ємна енергія деяких зерен буде менша, ніж останніх зерен. Це спостерігається завжди при невеликому по величині наклепанні (критичної величини; якщо навіть таке невелике наклепання здійснене після сильної деформації), що визначає край нерівномірним розподілом енергії спотворень між окремими, зернами (виходячи з неоднородності самого процесу деформації, особливо на початкових стадіях). Іншою причиною відмінності в об'ємній енергії окремих зерен, що визначають можливість розвитку вторинної рекристалізації, є освіта відразу після закінчення первинної рекристалізації деякого числа

крупніших зерен. Це явище може бути результатом впливу місцевих скупчень другої фази (або сильній її коагуляції) на нерівномірне зростання зерна при первинній рекристалізації. У тонких виробках, коли розміри кристалів можуть виявитися сумірними з розмірами перетину, після первинної

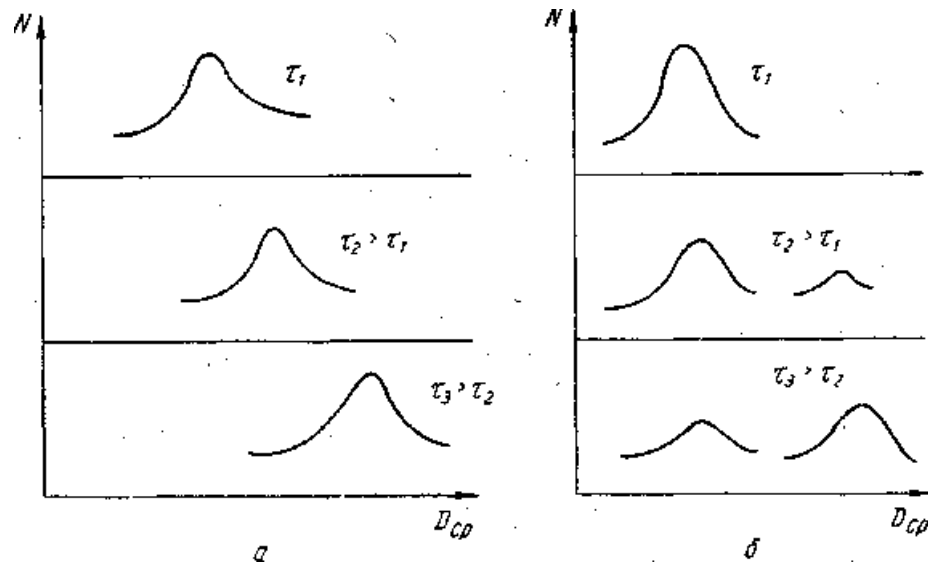


Рис.2. 24 Схема зміни середнього розміру зерна D при нагріві з витримками ($\tau_1 < \tau_2 < \tau_3$), що збільшуються, в разі збиральної (а) і вторинної (б) рекристалізації (N — питоме число зерен)

рекристалізації зерна можуть виходити своїми різно орієнтованими площинами на відкриту поверхню. Відомо, що вільна енергія зерна складається з суми його об'ємної і поверхневої вільних енергій. У разі, коли зерна виходять різними площинами на відкриті поверхні, буде різна ретикулярна щільність (число атомів на одиницю площі в даній площині) по цих поверхнях. Чим вище ретикулярна щільність, тим менше поверхнева енергія. Це визначає різну стимул-реакцію до зростання по різному орієнтованих до відкритої поверхні зерен і дозволяє пояснити порівняно велику легкість розвитку вторинної рекристалізації у виробках невеликого перетину.

Передбачається, що частина або вся накопичена енергія холодною деформації вивільняється в процесі первинної рекристалізації, і це є рушійною силою процесу. Проте дослідження Бореліуса із співробітниками [14] показали, що, принаймні, частина накопиченої енергії може вивільнитися при відносно низьких температурах і за короткий проміжок часу, коли рекристалізація не відбувається. Сузуки показав [57], що в міді чистотою 99,96%, деформованою стискуванням на різні величини обтискання і нагрітою із швидкістю 2 град/хв, виділення накопиченої енергії деформації практично закінчується при температурі 270° С, коли разупрочнення, за даними виміру твердості або по межі текучості, лише ще починається. Сузуки приходить до висновку, що в цьому випадку виділення енергії зв'язане, очевидно, з процесом зміни, що експериментально

спостерігається, в субзеренній структурі. У роботі Стенсбарі [58] (срібло на мідній підкладці) отримано підтвердження припущенням Сузуки. З іншого боку, в роботі Клербро [Харгрівса, Мітчела і Уеста [2] на фосфористій міді різної чистоти встановлено, що при нагріві із швидкістю 2 град/хв одночасно з виділенням основній частині накопиченої енергії деформації відбувається разупрочнення і мікроскопічно спостережувана міграція кордонів зерен, характерна для первинної рекристалізації.

Причиною розбіжностей між результатами різних дослідників може бути та обставина, що умови деформації, кількість домішок в мідь і методи дослідження були різними у всіх випадках.

На відміну від своїх результатів, отриманих на міді, Клербро, Харгрівс і Уест [59] виявили, що деформований нікель втрачає приблизно 60% накопиченої енергії холодної деформації ще до початку рекристалізації. З цього, неначе, витікає, що відмічені аномалії, що спостерігаються в разі міді, могли вказувати швидше на дійсні відмінності в поведінці різних зразків, чим на відмінності в методиці виміру.

Мабуть, лише в деяких випадках основне виділення енергії деформації пов'язане з поглинанням деформованої матриці новими зернами. У досить багаточисельних випадках за певних умов нові рекристалізовані зерна можуть зростати в деформованій матриці, яка вже втратила велику частину накопиченої енергії деформації на раніших стадіях нагріву, кордонів зерен, що не супроводилися міграцією. Невелика доля накопиченої енергії деформації (яка в цих випадках грає роль рушійної сили процесу рекристалізації), що залишилася, ймовірно, пов'язана з енергією утворення сітки субграніц в матриці.

Припущення про те, що рушійною силою зростання зерна в процесі збиральної або вторинної рекристалізації є поверхнева енергія, пов'язана з кордонами зерен, підтверджене роботами Сміта, а також Барці [60] і ін. За оцінкою величини поверхневої енергії, що доводиться на одиницю внутрішньої поверхні, і по зміні загальної площі поверхні в одиниці об'єму, енергія, що виділяється в процесі зростання кристалів з середнім діаметром 10^{-3} см до середнього діаметру, в 10 разів більшого, по порядку величини складає 0,2 кал/моль. Остання приблизно в сто разів менше, ніж накопичена енергія холодної деформації, яка виділяється або до процесу первинної рекристалізації, або в ході цього процесу. Рушійна сила зростання зерна при вторинній або збиральній рекристалізації, звичайно, буде тим менше, чим більше вихідний розмір зерна після первинної рекристалізації.

У літературі немає даних про виміри цієї енергії, що, мабуть, пов'язано з труднощами такого роду експериментів зважаючи на крихту вимірюваної величини.

КІНЕТИКА ПРОЦЕСУ РЕКРИСТАЛІЗАЦІЇ

Кінетика процесу рекристалізації визначається прагненням великокутових кордонів до міграції у напрямі зменшення їх кривизни;

реалізація цієї тенденції наводить до зменшення внутрішньої поверхневої енергії, пов'язаної з кордонами. Окрім прагнення кордонів до випрямлення, наближення до рівноваги, термодинамічно закономірною є також міграція великокутових кордонів в такому напрямі, аби зменшилася результуюча поверхневого натягнення сил, що діють на потрійний стик. Проте показано, що реальна міграція при нагріві завжди наводить до такої системи кордонів в металі, яка ніколи не задовольняє вказаним умовам. Достеменно рівноважне розташування кордонів зерен в тривимірному просторі може бути досягнуто лише в тому випадку, якщо кожне зерно має форму, аналогічну стійкій конфігурації мильної плівки в піні. Сміт, а пізніше детальніше Барці [60] уточнили, що відхилення від істинно рівноважної конфігурації кордонів в окремих об'ємах полікристалічного металу повинне відбуватися із-за безперервної міграції кордонів у всьому зразку. Таким чином, повна рівновага практично недостіжимо до тих пір, поки весь зразок не перетвориться на монокристал. Як впливає з робіт Сміта, криволінійні кордони зерен безперервно мігрують при нагріві у напрямку до їх центру кривизни, викликаючи услід за цим безперервна зміна кутів в стику. Цей процес протікає порівняно повільно, швидкість в кожному випадку залежить від місцевої кривизни кордону і від температури.

Збільшення середнього розміру зерна залежно від часу ізотермічного нагріву при рекристалізації визначається параболічною (емпіричною) залежністю

$$D^{1/n} - D_0^{1/n} = ct,$$

де t — час нагріву;

D_0 — середній діаметр початкового зерна;

D — середній діаметр зерна після нагріву;

c, n — параметри, залежні від температури, но незалежні від D .

На рис. 2. 25 представлені експериментальні дані для латуні високої чистоти і алюмінію [4].

При даній температурі швидкість росту зерна залежить лише від вихідного розміру зерна. Початкова швидкість росту

$$(dD/dt) = ncD^{1-1/n}.$$

Значення n для чистої латуні приблизно рівний 0,5, незалежно від температури. Для чистого алюмінію n змінюється від 0,056 при 350° С до 0,322 при 600° С, і якщо екстраполювати до крапки плавлення, то виходить значення n біля 0,5. Оскільки n завжди менше одиниці, то, згідно приведеної залежності, виходить зменшення швидкості росту зерна із збільшенням розміру зерна (рис. 2.26).

Як видно на рис. 2.27, якщо відкласти логарифм середнього діаметру зерна по одній осі, а по іншій — логарифм часу нагріву, то для

холоднокатаної латуні початкові точки відхиляються від прямолінійного закону.

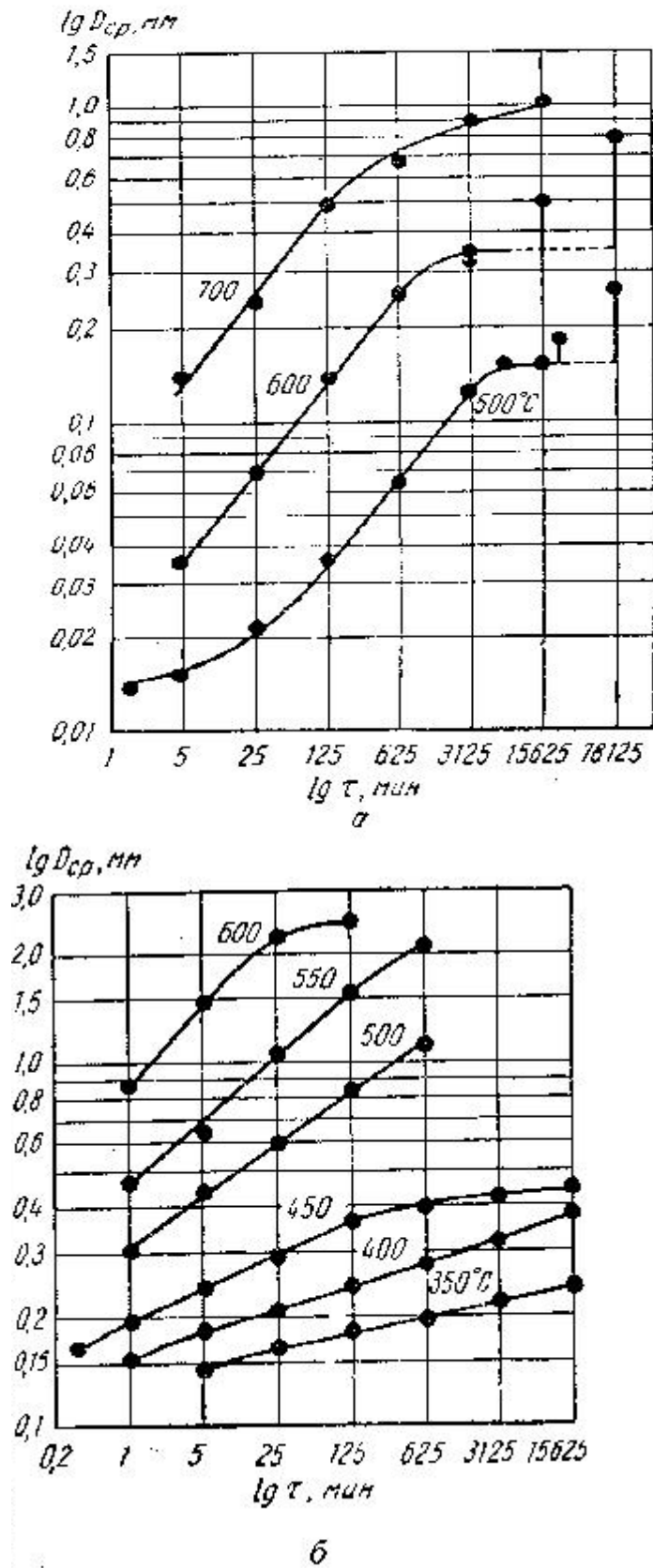


Рис. 2.25 Ізотермічний ріст зерен у дуже чистих латуні 70-30 (а) і алюмінії (б) [4]

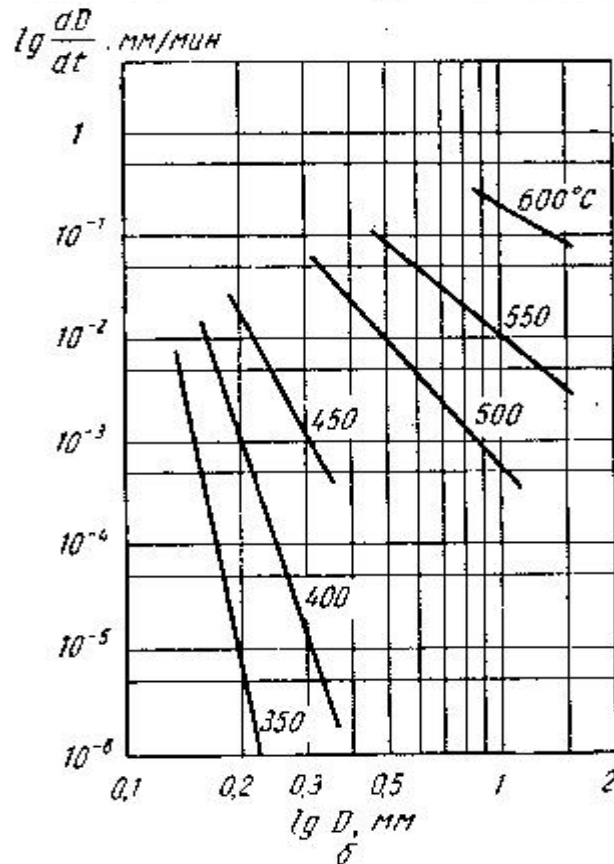
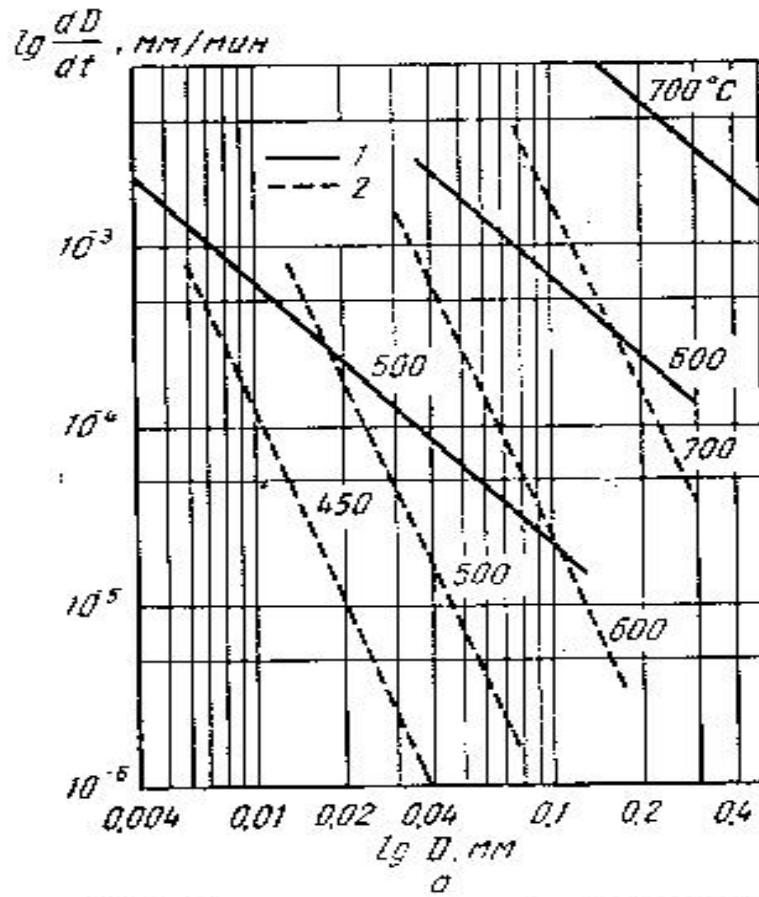


Рис. 2.26 Зміна середньої миттєвої швидкості росту в залежності від величини зерна: а—латунь 70-30 високої (1) і промислової частоти (2); б—алюмінія [4]

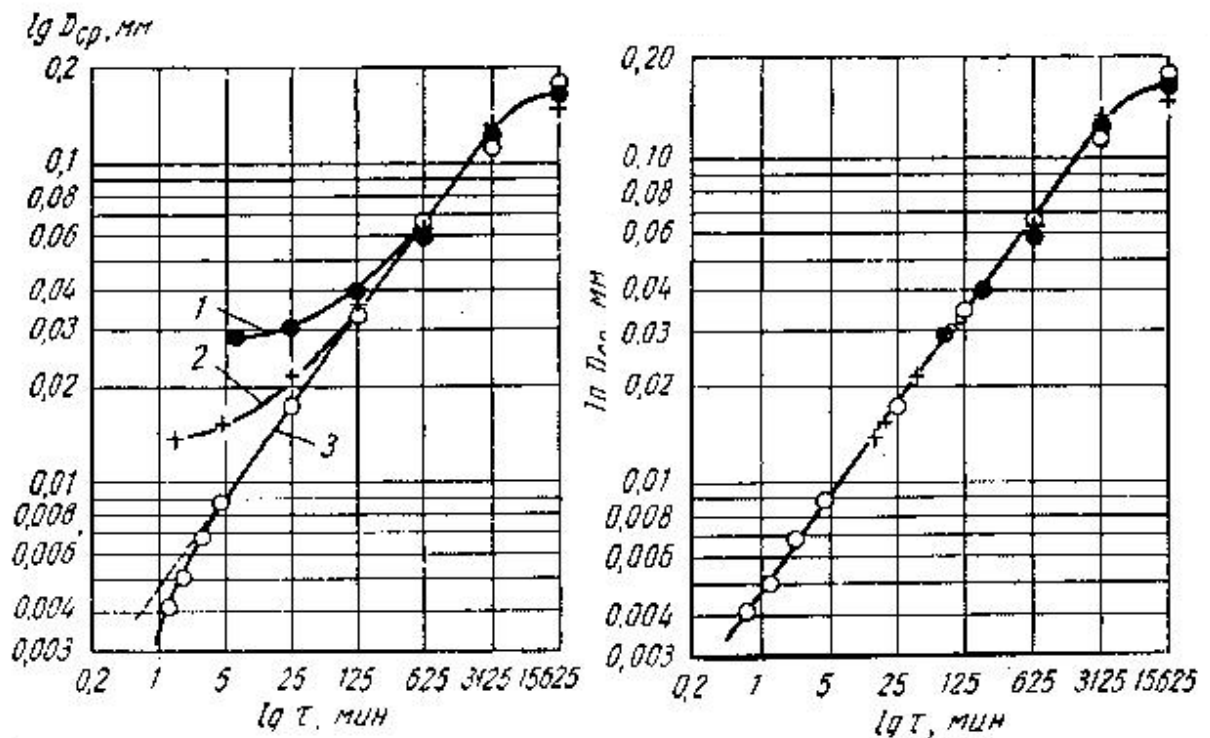


Рис. 2.27 Залежність середнього розміру (діаметру) зерна від загального часу нагріву для високочистої латуні 70-30 [4] після холодної прокатки: 1 - $\lambda = 17,4\%$; 2 - $33,3\%$; 3 - $85,4\%$

Рис. 2.28 Те ж значення величини зерна, що і на рис. 2.27, відкладено залежно від часу, необхідного лише для зростання зерен (тобто загальний час нагріву мінус час для первинної рекристалізації плюс час для уявного зростання зерна до величини, що отримується після первинної рекристалізації)

Цього можна було чекати, виходячи із залежності $D^{1/n} - D_0^{1/n} = ct$, оскільки загальний час ізотермічного нагріву включає період власне первинної рекристалізації. Час цей в загальному випадку відрізняється від гіпотетичного значення часу нагріву, який був би потрібний для здобуття певного (до моменту закінчення первинної рекристалізації) розміру зерна, виходячи з початкового розміру недеформованого зерна, рівного нулю. Залежно від величини деформації і, таким чином, від часу, необхідного для рекристалізації, це початкове відхилення від прямолінійної залежності може бути різним (рис. 2.27). Проте якщо шкалу часу змінити так аби, відкладаючи логарифми часу зростання зерен, включити в нього також час передбачуваного зростання зерна від нуля до розміру зерна після первинної рекристалізації, тоді відповідно до залежності для dD/dt усі точки попадуть на пряму (рис. 2.28).

Співвідношення типа $(dD/dt) = ncD^{1-1/n}$ с $n = 0,5$ всі крапки попадуть на пряму може бути виведено, якщо прийняти початкову швидкість росту зерна пропорційній початковій величині надлишку вільної енергії на одиницю об'єму (пов'язаного з кордонами зерна). Оскільки ця енергія може бути

прийнята пропорційній площі поверхні кордонів в одиниці об'єму, то отримаємо

$$(dD/dt) = k(1/D),$$

звідси

$$D^2 - D_0^2 = ct.$$

Барке відзначив [60], що залежність $(dD/dt) = k(1/D)$ витікає також з міркувань, що початкова швидкість росту зерна пропорційна середній кривизні кордону зерна.

Зростання зерна при нагріві тонких деформованих полікристалічних зразків сповільнюється і врешті-решт зупиняється, коли величина зерна наближається по розмірах до товщини зразка.

До цих пір були розглянуті закономірності, властиві або чистим металам, або гомогенним твердим розчинам. Якщо в структурі присутні частки другої фази, що тонко диспергують, то кордони зерен мають тенденцію стримуватися на цих частках і, таким чином, міграція кордонів зерен малоімовірна. У таких випадках швидкість росту зерна значно зменшується (рис. 2.26, а) Показник міри n , що характеризує нахил лінії, що відображає зростання зерен в логарифмічному масштабі, зменшується: для технічно чистої латуні $n = 0,2$ в порівнянні з $n = 0,4 \div 0,5$ для латуні високої чистоти.

Ще один важливий ефект впливу дисперсних часток другої фази полягає в тому, що зростання зерна повністю припиняється, якщо досягається деякий його граничний розмір. Це пояснюється тим, що у міру збільшення розміру зерна в процесі його безперервного зростання енергія, стимулююча процес подальшого зростання зерна, зменшується до значень, при яких стримуючий вплив дисперсних часток стає достатнім для запобігання подальшому зростанню [60]. Граничний розмір зерна, що досягається при цьому, виявляється стійким протягом довгого часу нагріву. Як видно на мал. 146, граничний розмір зерна зменшується із збільшенням числа дисперсних часток. Зростання розміру зерна відбувається із збільшенням температури нагріву, хоча цей ефект може бути частково пов'язаний із зменшенням числа дисперсних часток із-за їх зворотного розчинення або коагуляції.

Слід зазначити, що навіть дуже малодисперсні частки роблять помітний уповільнюючий вплив на розвиток процесу безперервного зростання зерна, так що особливості кінетики зростання зерна можуть бути одним з чутливих індикаторів присутності таких часток в структурі. Кінетика процесу первинної рекристалізації зображається типовій сигмоїдальною кривою (рис. 2.30) і різко відрізняється від кінетики повернення. Як показано Колмогоровим (склав загальне рівняння) і Мейлом, сигмоїдальна кінетика, в разі якої швидкість реакції спочатку дуже мала, потім зростає до максимуму і знову зменшується, характерна для перетворень, які формально можуть бути

представлені у вигляді двох одночасно протікаючих процесів — зародження нових зерен і їх зростання.

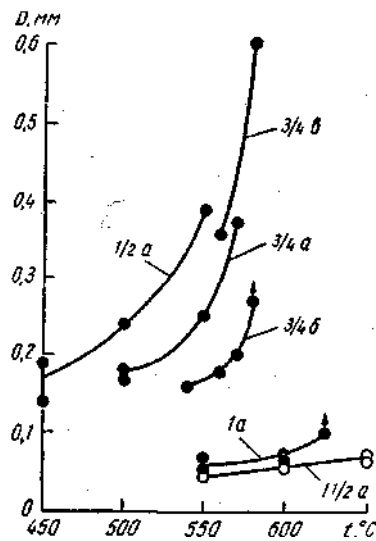


Рис. 2.29 Залежність розміру зерна від температури нагріву для алюмінієвих сплавів з 0,6% Mn ($\frac{1}{2}$), 75% Mn ($\frac{3}{4}$), 1,12% Mn (1), 1,65% Mn ($1\frac{1}{2}$). Передостанній нагрів — на 500 (а), 530 (б) і 600° С (в). Для однієї і тієї ж температури остаточного нагріву розмір зерна зменшується із збільшенням числа часток (збільшення вмісту марганцю і зменшення температури передостаннього нагріву) [4]

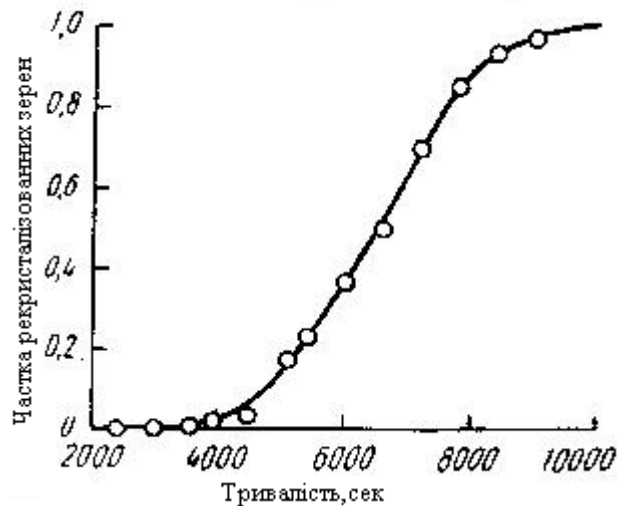


Рис. 2.30 Первинна рекристалізація (ізотермічна крива) чистого алюмінія, нагрітого на 350° С після розтягування на 5,1% [4]

У роботах Сузуки [57] показано, що в алюмінії високої чистоти швидкість росту рекристалізованих зерен після нетривалих витримок зменшується у міру поступового зростання зерна в деформованій матриці. Це спостереження Сузуки інтерпретував відповідно до раніше висловленого припущення, що поверхнева енергія кордонів зерен може внести істотну долю до загальної енергії, необхідної для розв'язування первинної

рекристалізації в полікристалічному металі, коли розміри зерен матриці дуже малі і деформація незначна. Крім того, залишкова накопленая енергія холодної деформації може поступово зникати в процесі безперервного зростання зерен; ділянки матриці, очищені в результаті міграції кордонів, стають вільними від напруги; у них практично не спостерігається субструктура. По двом цим причинам рушійна сила (енергія) для зростання крупних рекристалізованих зерен зменшуватиметься в результаті поступовий протікаючого зростання зерна в матриці.

Із збільшенням деформації число рекристалізованих зерен стає більше, тобто розмір зерна стає менше, аж до того, що нові зерна не можуть бути більш відмітні від вихідних деформованих зерен за допомогою такого простого критерію, як їх розмір. Оскільки значна доля загального зростання кожного нового зерна реалізується усередині окремих зерен деформованої матриці, то швидкості освіти зародків і їх зростання значно відрізняються залежно від орієнтації окремих зерен зерен матриці відносно напрямку напруги. Внаслідок цього, а також із-за неоднородності самого процесу пластичної деформації локальні відмінності в швидкостях зародження і зростання вельми великі. Проте загальна усереднена кінетика, по якій об'ємна доля рекристалізованого матеріалу є функцією часу нагріву, дозволяє все ж описати процес рекристалізації металів навіть після сильної деформації. Встановлено, що і в даному випадку отримують приблизно таку ж сигмоїдальну кінетику, як після малих деформацій. Ці результати дозволяють вважати, що первинна рекристалізація навіть після сильної холодної деформації може бути представлена як процес зародження і зростання.

Кінетика вторинної рекристалізації досліджена не так детально, як кінетика первинної рекристалізації. Проте у ряді робіт [60, 98] показана аналогія між кінетикою первинної і вторинної рекристалізації. Тому, зокрема, для процесу вторинної рекристалізації отримують криву сигмоїдального типу, принаймні, для випадків, коли розміри зразка значно більше розмірів зерна, що утворюється. Отримані дані по вторинній рекристалізації срібла Розі, Александером і Дюбе [61] свідчать про наявність температурної залежності типу, що термічно активується, з енергією активації 28 ккал/моль. Відповідно до розрахунків Торнбалла вільна енергія активації міграції кордону складає 21,5 ккал/міль в порівнянні з 18,6 ккал/міль для вільної енергії активації самодифузії уздовж кордонів зерен з високою енергією. Досить хороший збіг підтверджує припущення, згідно якому елементарний процес, що визначає рухливість кордону, подібний процесу, що визначає швидкість самодифузії уздовж кордону.

Розі, Александер і Дюбе [61] виміряли інкубаційні періоди для процесу утворення окремих вторинних зерен в сріблі як функцію температури. Вони виявили, що температурна залежність зворотної величини інкубаційних періодів дуже схожа із залежністю зворотних величин швидкості росту в тому ж самому матеріалі. При цьому вони уклали, що інкубаційний період відповідає «невідомому зростанню» в умовах низької швидкості, коли розмір

вторинного зерна трохи менше зерна довколишньої матриці і воно навіть не виявляється як вторинне зерно. Вказані дослідники виявили, що для того, щоб таке зерно почало зростати (хоч би і дуже повільно), вторинне зерно має бути, принаймні, удвічі більше за своїх сусідів. Потім, з розвитком вторинної рекристалізації, швидкість росту вторинних зерен безперервно зростає разом з їх розміром аж до діаметру зерна, в 13 разів більшого, ніж середній розмір зерен матриці. Понад цей розмір швидкість росту стає незалежною від розміру вторинного зерна.

Досить чіткі дані, що показують, що навіть невеликі відмінності в розмірах зерен матриць можуть викликати великі зміни інкубаційного періоду при вторинній рекристалізації, були отримані при дослідженні сплавів Al—Mn [4].

Таким чином, розвиток процесів рекристалізацій відбувається в результаті міграції великокутових кордонів. С. С. Горелік [62] відзначає, що випадок коалесценції кордонів знайдений в роботах А. П. Гуляєва і Р. П. Лещинської, зустрічається рідко. Вказаний випадок спостерігається, зокрема, в швидкорізальній сталі, що містить велику кількість дисперсних часток другої фази, що затримують звичайний процес міграції великокутових кордонів. У цих умовах під впливом високої температури нагріву великокутовий кордон розпадається на окремі ділянки малокутових кордонів, яким легко переміщатися по зерну за наявності в структурі другої фази.

С. С. Горелік [62] дає наступне визначення процесу: рекристалізація — процес зміни структури металів і сплавів в межах даної фази, пов'язаний з виникненням і рухом (або лише з рухом) кордонів з великим кутом разорієнтировки, який наводить до підвищення структурної досконалості і пониження вільної енергії.

МЕХАНІЗМ ПРОЦЕСУ РЕКРИСТАЛІЗАЦІЇ

Розгляд механізму процесу рекристалізації зводиться по суті до розгляду механізму зародження центрів рекристалізації. У всіх теоріях признається правильність умов, вперше сформульованих Беккером [63] ще в 1926 г.: вільний від напруги зародок стійкий і здібний до зростання в напруженій матриці, якщо він не менше деякого певного критичного розміру.

Згідно флуктуаційної теорії зародження, вільні від напруги зародки формуються в результаті термічної активації з швидкістю, що значно збільшується від місцевої напруги в рещітках. Інкубаційний період по цій теорії — це час, необхідний для накопичення послідовного ряду термічних флуктуацій при даній температурі до тих пір, поки буде досягнута достатня енергія для подолання активаційного бар'єру. Це приведе до можливості освіти в певному об'ємі деформованої матриці вільного від напруги зародка розміром не меншим, ніж критичний. Барке і Торнбалл визначили, що для цього необхідна місцева пружна деформація по порядку величини близько 0,2 або більш; такі пружні деформації, як відомо, в макрооб'ємах реальних кристалів не спостерігаються.

Для вирішення енергетичного протиріччя, що полягає в тому, що якщо необхідна для утворення зародка пружна деформація може існувати лише у вельми малому об'ємі (але тоді, через цю умову, не буде достатнього запасу енергії для подолання активаційного бар'єру) в теорії флукуаційного зародження приймають, що зародки рекристалізації виникають в місцях максимального спотворення після холодної пластичної деформації. Тоді накопичена енергія деформації повинна вносити свій вклад в подолання активаційного бар'єру процесу створення зародка критичної величини.

Передбачається, що спочатку такий зародок може мати лише орієнтування, що злегка відрізняється від довколишньої матриці. Ця обставина дозволяє вважати, що зародок може мати вельми малий критичний розмір, що полегшує його освіту. Лише у міру подальшого зростання зародка збільшується разорієнтировка на мігруючій поверхні розділу з довколишньою матрицею, кордон стає великокутовим, а швидкість росту стає більше.

Кан [64] передбачав, що початок рекристалізації пов'язаний з утворенням в результаті полігонізації (тобто на ранніх стадіях нагріву) дуже маленьких субзерен, вільних від напруги. Інкубаційний період визначається, на його думку, швидкістю, з якою деякі з отриманих субзерен зростають до чималих розмірів за рахунок сусідніх субзерен приблизно однакової орієнтації. Таке підростання деяких полігонізованих об'ємів потрібне для того, щоб зародок, що утворився, міг зростати за рахунок матеріалу матриці з орієнтацією, що сильно відрізняється.

Висловлені Каном міркування разом з положеннями Коттрелла близькі до дислокаційної теорії зародження, згідно якої центри рекристалізації формуються при нагріві деформованого металу в результаті перерозподілу і руху дислокацій в малокутових дислокаційних кордонах. В результаті утворюються області, майже вільні від дислокацій, відокремлені від деформованої матриці кордонами з великим кутом разорієнтировки [65].

Деталі механізму можуть розрізнятися залежно від властивостей матеріалу і особливостей дислокаційної структури, деформації, що виникає в результаті. Дислокаційна структура визначається складом сплаву, типом решітки, схильністю до поперечного ковзання, умовами деформації і ін. Загальні риси цього механізму полягають в тому, що полігони, оточені малокутовими кордонами, повільно зростають, приєднуючи до себе дислокації, і кордони стають великокутовими (з кутами разорієнтировки 20—25°). Інкубаційний період, таким чином, визначає час, необхідний для стоку малокутових субграниць до кордонів вічок (у разі, коли після наклепання утворюється комірчаста структура). В результаті такого стоку (міграції субграниць) буде створений деякий практично майже вільний від дислокацій об'єм, а на певній ділянці кордону вічка буде підвищена щільність дислокацій до величини, достатньої для утворення великокутового кордону. Таким чином, для освіти зародка рекристалізації в певному об'ємі деформованої матриці повинен статися перерозподіл дислокацій. Після перерозподілу дислокацій відбувається міграція малокутових кордонів

ковзанням до кордонів вічок, а утворений у результаті великокутовий кордон мігрує вже по дифузійному механізму, визначаючи розвиток рекристалізації.

Якщо малокутові (або середньокутові) кордони виявляються досить стійкими і їх міграція утруднена, то процес рекристалізації затримується. Це спостерігається в разі розвитку полігонізації, яка, таким чином, є процесом, що як би конкурує з рекристалізацією. Процеси полігонізації і рекристалізації (для даного розгляду) мають загальне те, що вони протікають шляхом перерозподілу дислокацій. Але це означає, що якщо повністю реалізований один процес з певним перерозподілом дислокацій — полігонізація, то відповідно утруднений інший — рекристалізація, оскільки буде затримано інший перерозподіл дислокацій, який визначає створення зародка рекристалізації. В разі складних дислокаційних сіток (великих деформацій) і високої, неоднорідних за об'ємом далекодіючих напруг важко чекати правильних побудов дислокацій. Тому в даних випадках (великій деформації) не спостерігають полігонізацію, а відбувається інтенсивний розвиток рекристалізації.

Таким чином, як вказує С.С. Горелік, при малій щільності дислокацій і малому надлишку дислокацій одного знаку формування зародків як би розбивається на дві стадії: спочатку (при перерозподілі дислокацій) формуються лише малокутові кордони, які потім, в процесі міграції, приєднуючи до себе нові дислокації, перетворюються на кордони з великим кутом разорієнтовки.

При розвиненій комірчастій структурі великокутові кордони можуть формуватися безпосередньо при сплюсненні тривимірних дислокаційних стінок, в яких великі і щільність дислокацій, і надлишок дислокацій одного знаку. В цьому випадку можливо також утворення зародків рекристалізації шляхом коалесценції субзерен, створюючих вічка.

Перерозподіл дислокацій стає можливим, коли в результаті процесів (а також дифузійних за участю вакансій), що термічно активуються, порушується пружна рівновага дислокацій, а пружні спотворення в місцях з максимальною щільністю дислокацій стають вищими за межу текучості для даної температури. Чим вище щільність дислокацій після деформації і чим вище температура подальшого нагріву, тим більша кількість дислокацій одночасно бере участь в перерозподілі і тим менш сприятливі умови для полігонізації, і сприятливіші для рекристалізації.

Початкові стадії первинної рекристалізації супроводяться збільшенням швидкості дифузії, що, мабуть, пояснюється утворенням надлишкових вакансій в процесі масового перерозподілу і анігіляції дислокацій, а також руху кордонів при формуванні зародків рекристалізації.

С. С. Горелік відзначає, що рекристалізація після гарячої деформації і, зокрема, рекристалізація при високотемпературній термомеханічній обробці мають особливості.

Завдяки тому, що безпосередньо при гарячій деформації полегшені процеси перерозподілу (і анігіляції) дислокацій, вже в ході самої деформації протікають полігонізаційні процеси. Освіта вже в ході гарячої деформації

малокутових кордонів визначає своєрідність протікання рекристалізації, при якій зародки виникають, мабуть, в результаті коалесценції субзерен. В цьому випадку висококутовий кордон зародка може оформитися, коли в об'ємі зародка, оточеному цим кордоном, ще збережеться частина дислокацій і їх скупчень. Цим, можливо, пояснюється той факт, що початкові стадії рекристалізації при ВТМО не супроводяться інтенсивним разупрочненням, як в разі рекристалізації після холодної деформації.

ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРИ РЕКРИСТАЛІЗОВАНИХ МЕТАЛІВ

Зростання зародків рекристалізації, що утворилися, відбувається дифузійно, причому основною рушійною силою процесу утворення і зростання зародка на стадії первинної рекристалізації є різниця об'ємних енергій (спотворень), а зростання йде в напрямі з найбільшою щільністю дефектів. Починаючи з моменту зіткнення центрів рекристалізації (зародків), на швидкість їх росту, окрім дифузійної рухливості, робить вплив прагнення до зменшення зернограничної енергії — термодинамічний, регульований таким кінетичним чинником, як урівноваження поверхневого натягнення в стиках зерен [65]. Якщо це урівноваження у ряді випадків відбувається досить повно, то при нагріві може спостерігатися припинення зростання зерен рекристалізацій навіть на стадії, коли вони дуже малі і, здавалося б, по термодинамічним міркуванням повинне спостерігатися їх подальше укрупнення.

З відомої умови [62] рівноважними є потрійні стики під кутом 120° , що визначає рівноважну форму зерна, що наближається до шестигранника. Це означає, що кордони, наприклад, чотиригранних зерен повинні витріщатися, а восьмигранних — втягуватися, аби в результаті (у одному випадку збільшення, а в другому — зменшення кута до значення 120°) відбувалося утворення рівноважного стику. Ці процеси визначатимуть характер міграції кордонів при розвитку рекристалізації.

В умовах утворення зародків рекристалізації, коли є істотна різниця об'ємних енергій, спостерігається зростання від центрів кривизни; при збиральній рекристалізації, коли об'ємні енергії рівні, кордони мігрують до центрів своєї кривизни. Тоді, якщо зерно має багато увігнутих граничних ділянок, воно інтенсивно зростає за рахунок інших зерен, реалізуючи відмічену тенденцію переміщення кордону до центру своєї кривизни. Коли в певних випадках кінетичні чинники виявляються сильнішими, ніж дифузійні, в результаті рекристалізації можуть виникати своєрідні структури, у тому числі і сильно різнозернисті.

У роботах С. С. Гореліка показано, що вторинна рекристалізація здійснюється за рахунок переважного зростання окремих зерен, що грають роль «центрів» завдяки одному з наступних чинників:

- а) меншої, чим в інших зерен, концентрації дефектів в об'ємі зерен;
- б) более високою, чим в інших зерен, рухливості кордонів, наприклад в зерна в текстурованій матриці, що відрізняється орієнтуванням від

довколишніх зерен, або за рахунок нерівномірного розчинення дисперсних часток;

в) більших, чим в інших зерен, розмірів;

г) меншої поверхневої енергії (на кордоні метал-атмосфера) тих кристалічних граней, якими ці зерна виходять на поверхню виробу (аркуша).

Відповідно рушійною силою вторинної рекристалізації повинна з'явитися зміна об'ємною (випадок «а»), зернограничною («б», «в») або поверхневою («г») вільних енергій.

Початкова стадія вторинної рекристалізації обов'язково супроводиться виникненням різнозернистості, яка може зникнути лише із завершенням процесу. При малому числі центрів вторинної рекристалізації її завершення може привести до укрупнення структури і навіть до освіти аномально великих зерен — огрубленню.

Випадки «б» і «г» можуть привести до зміни структури в ході вторинної рекристалізації, а випадки «а» і «в» — до зменшення або ослаблення текстурованості.

Виходячи з основних положень механізму і кінетики процесу рекристалізації вплив на нього легування може бути пояснений з врахуванням впливу добавок елементів в сплаві на дифузійну рухливість (через сили міжатомного зв'язку), енергію кордонів зерен, дислокаційну структуру після деформації (через енергію дефекту укладання, міру порядку, сегрегації) [65].

Якщо порівнювати різні сплави по температурному порозу рекристалізації, то можна встановити, наприклад, що малі добавки значно підвищують поріг рекристалізації у зв'язку з їх впливом на енергію кордонів і на гальмування (блокування) дислокацій. Чим чистіше вихідний метал, тим сильніше, природно, виявляється вплив малих добавок.

При збільшенні вмісту добавок (в межах однофазного твердого розчину) інколи може спостерігатися пониження температурного порозу рекристалізації. Це визначається вже не цілком певним впливом легуючих елементів, що перейшли в зерно, які можуть привести до зміни дислокаційної структури після деформації із-за різної інтенсивності процесів переповзання або ковзання (наприклад, через зміну енергії дефекту укладання).

Істотне підвищення порозу рекристалізації ($T_{\text{пор}}$) спостерігається в гетерофазних сплавах у зв'язку з гальмівним впливом часток надлишкової другої фази на міграцію кордону. Визначальним чинником (як і в разі дисперсійного тверднення при старінні) є стійкість часток другої фази і оптимальна міжчасткова відстань; неістотною є форма часток другої фази. Поза сумнівом, істотним є вплив на процеси перерозподілу дислокацій (з яких починається рекристалізація) і концентраційною неоднородності сплаву, яка має особливе значення якраз на початкових стадіях старіння.

Якщо для чистих металів залишається справедливим співвідношення А. А. Бочвара, що $(T_{\text{пор}}/T_{\text{пл}}) \approx 0,4$, то для однофазних твердих розчинів за рахунок раціонального легування це відношення може бути збільшене до 0,6,

а для гетерофазних сплавів при належному розмірі і розташуванні другої фази може навіть досягати 0,8 (а інколи і декілька вище).