

### 3.1 ВПЛИВ МТО НА ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВІВ

Обробка, що поєднує незначну деформацію металів і сплавів з подальшим нагрівом, в результаті якої досягається підвищення їх механічних властивостей (перш за все — жароміцності) у зв'язку із створенням структури полігонізації отримала в нашій країні назву механіко-термічної обробки. Дослідження в цій області пов'язані з ім'ям И. А. Одінга і його співробітників [1—3].

Механіко-термічна обробка (МТО) передбачає деформацію металевого сплаву після повного циклу його термічної обробки до певної міри пластичної деформації (від 0,3 до 10% залежно від вигляду матеріалу), у поєднанні з одночасним або подальшим нагрівом до температур нижче за температуру розвитку рекристалізації. В результаті всіх цих операцій виходить (як показано структурними дослідженнями) тонка полігонізована будова, стійкість якої може бути підвищена скупченням атомів домішок в областях в дислокаційних стінках. У ряді випадків доцільне вживання дробової деформації, при якій - сплав деформується кілька разів на малу міру подовження або обтискання з проміжними витримками при температурі деформації в розвантаженому стані. Це дозволяє підвищити однорідність отримуваної структури.

Окрім впливу субграніць полігонізації на гальмування руху дислокацій при повільній деформації (наприклад, в умовах повзучості [51], створення подібної структури гальмує коагуляцію зміцнюючих фаз [61], що також наводить до підвищення жароміцності при тривалих випробуваннях. Тому механіко-термічна обробка дозволяє значно збільшити термін служби металевих сплавів в певних умовах навантаження при високих температурах.

Вперше вказівка на підвищення жароміцності в результаті механіко-термічної обробки було зроблено В. С. Івановою в 1956 р. [5]. Було проведено випробування технічного заліза і сталі 1X18H9T на повзучість з розвантаженням після перших 24 ч. Після витримки протягом 24 ч при температурі випробування знов було проведено вантаження до первинної напруги і потім продовжували випробування на повзучість. Пластична деформація, накопичена до моменту розвантаження зразка, досягала 0,15 — 0,20%. Виявилось, що після витримки зразка в розвантаженому стані без охолодження пригнічується невстановлена ділянка кривої повзучості при подальшому випробуванні і значно знижується швидкість повзучості на сталій стадії. Якщо при звичайному випробуванні швидкість повзучості технічно чистого заліза при 400° С і напрузі 8 кГ/мм<sup>2</sup> складала 5,8·10<sup>-4</sup>%/ч, то після вказаних операцій протягом перших двох діб випробувань швидкість повзучості вже складала 5,5·10<sup>-5</sup>%/ч, тобто знизилася в 10 раз. Швидкості повзучості сталі 1X18H9T у досліджах В. С. Івановою (при 575° С і напрузі 18 кГ/мм<sup>2</sup>) до і після прийнятого режиму механіко-термічної обробки склали відповідно 4,8·10<sup>-3</sup> 2,8·10<sup>-4</sup> %/ч.

Встановлено, що для кожного сплаву існує оптимальна міра деформації і температура нагріву, визначальні найбільш сприятливі умови створення полігонізованої структури в результаті МТО і звідси — найбільш ефективно, підвищення властивостей. Оскільки МТО не робить різкого впливу на статичну міцність при кімнатній температурі (таблиця. 1), то слід було шукати інші структурно чутливі властивості (наприклад, електропровідність, внутрішнє тертя), які реєстрували б зміни субструктури в результаті МТО.

Дослідженнями И. А. Одінга і ін. [6] було показано, що після різних деформаційних режимів МТО максимуму довговічності жароміцних сплавів типа німонік відповідає мінімум електропровідності. МТО здійснювалася розтягуванням зразків при температурі 600° С із швидкістю 2,5 мм/хв до різної міри деформації (від 0,3 до 10,0%), а потім проводили витримку в розвантаженому стані при цій же температурі протягом 100 г.

На рис. 3.1 показано, що на кривих зміни електропровідності залежно від міри деформації є чітко виражений мінімум, відповідний тим мірам пластичної деформації, при якій зразки виявили найбільшу жароміцність (рис. 3.2). За критерій жароміцності були вибрані термін служби до руйнування  $\tau, \text{г}$  при заданій постійній напрузі, і межа тривалої міцності на базі 100-г випробування  $\delta_{100}, \text{кГ/мм}^2$ .

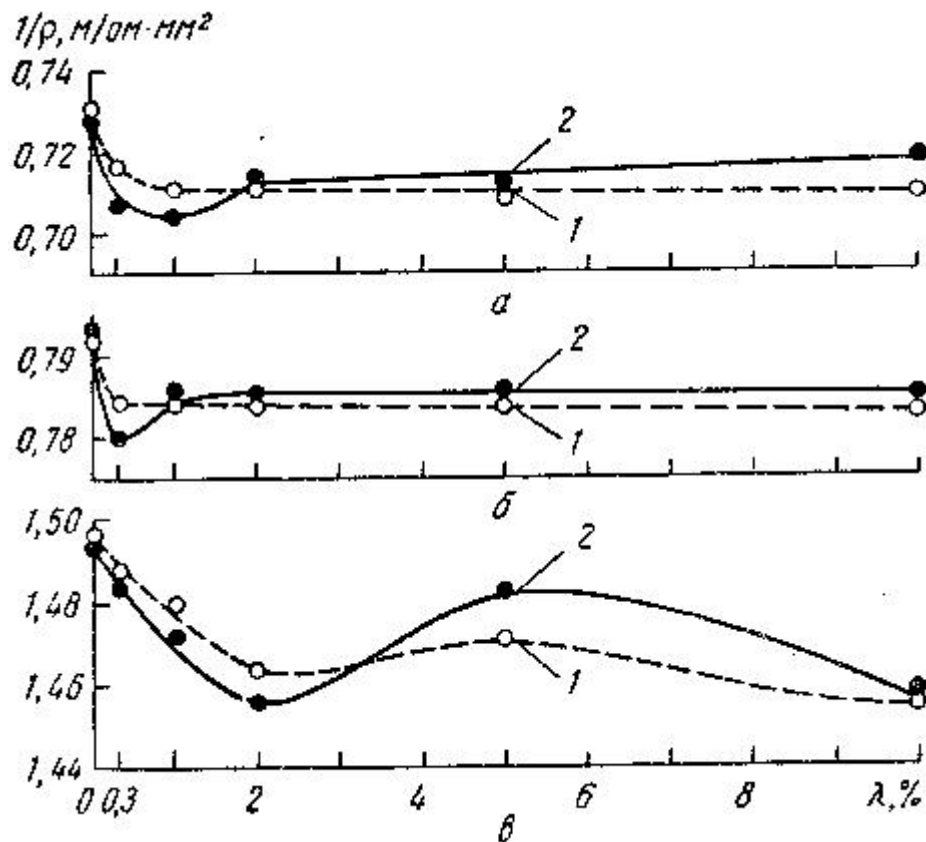


Рис. 3.1 Зміна питомого електроопору сплавів EI617 (а), EI437 (б) і 1X18N9 (в) залежно від міри попередньої деформації при МТО [6]:

1— після деформації при 600° С; 2—после деформації при 600° С і подальшого нагріву протягом 100 г при цій температурі

Таблиця 1. ВПЛИВ МТО НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВІВ ПРИ КІМНАТНІЙ ТЕМПЕРАТУРІ [6]

Сплав	Стан матеріалу	$\sigma_{0,2}$ кГ/мм <sup>2</sup>	$\sigma_B$ кГ/мм <sup>2</sup>	$\sigma$ %	$\Psi$ %
EI617	Початкове (після звичайної термічної обробки)	73,9	118,0	24,6	42,8
	Після ростягу на 1,0% при 600 <sup>o</sup> C	83,8	119,7	20,7	43,0
	Після ростягу і полігонізаційному нагріві на протязі 100г при 600 <sup>o</sup> C	90,3	124,0	19,5	36,2
EI437	Початкове	68,2	94,7	22,1	29,3
	Після ростягу на 0,3% при 600 <sup>o</sup> C	73,4	110,1	17,1	25,0
	Після ростягу і полігонізаційному нагріві на протязі 100г при 600 <sup>o</sup> C	76,7	114,9	21,5	30,2
1X18N9	Початкове	23,3	73,0	57,5	72,5
	Після ростягу на 10% при 600 <sup>o</sup> C	29,5	73,6	58,6	69,9
	Після ростягу і полігонізаційному нагріві на протязі 100г при 600 <sup>o</sup> C	40,2	79,0	43,3	68,2

Таким чином, автори вважають, що для встановлення оптимальної міри деформації при МТО досить визначити характер зміни електропровідності зміцнюваного сплаву.

Л. К. Гордієнко і З. Г. Фрідман [7] показали, що оптимальним мірам деформації при дорекристалізаційній МТО никельхромованих сплавів відповідає мінімум фону внутрішнього тертя, і початок високотемпературного підйому внутрішнього тертя зміщується вправо по осі температур. Мінімум внутрішнього тертя досягається до моменту утворення стабілізованої структури полігонізації, що обумовлює максимальне підвищення жароміцних властивостей. Мабуть, тенденція до зниження фону внутрішнього тертя є закономірною при утворенні субструктури полігонізації незалежно від способу її здобуття.

Так, аналогічний характер зміни параметрів внутрішнього тертя (зниження фону і різке зростання температури початку підйому кривих) отриманий при дослідженні низькотемпературної МТО нікелю і міді [8].

Режими МТО деяких сплавів приведені в таблиці. 2; на рис. 3.3 показані властивості, отримані після обробки. Зміцнення в результаті МТО (за умови не дуже високих температур і напруги) є стійким (рис. 3.4), таким, що зберігається при випробуванні протягом 5000 г.

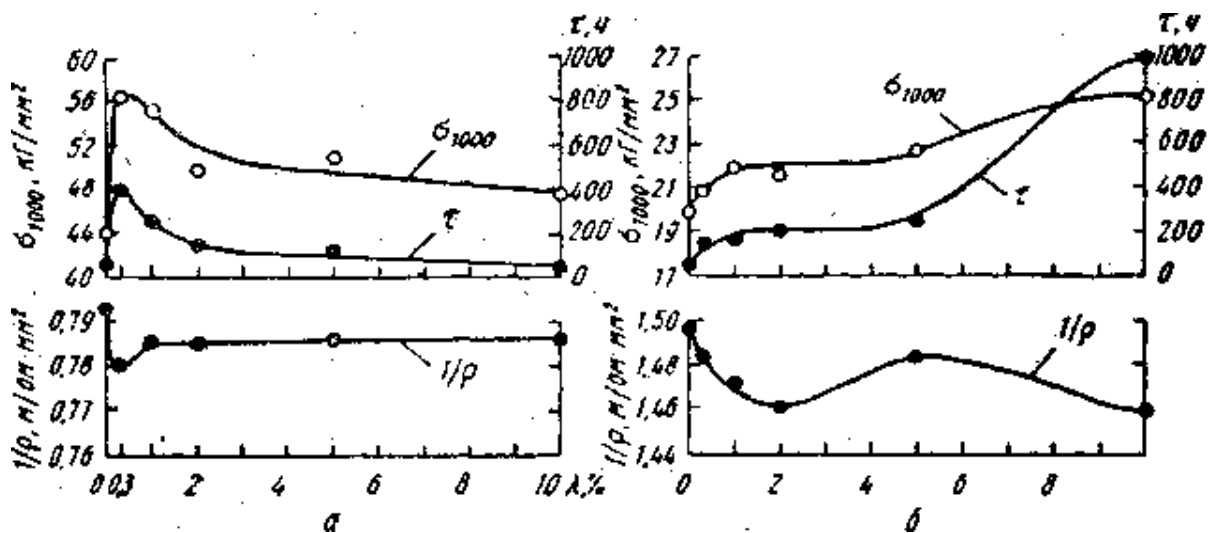


Рис. 3.2 Зміна межі тривалій міцності  $\sigma_{1000}$  довговічності  $\tau$  і електропровідності  $1/\rho$  залежно від міри попередньої деформації при МТО [б]: а — сталь EI437; б — сталь 1X18H9T

Разом із зменшенням швидкості повзучості в порівнянні із звичайним режимом термічної обробки (рис. 3.5) після МТО зростає термін служби і підвищується (на 10 — 15%) межа тривалої міцності (рис. 3.6). Так, після МТО технічно чистого заліза при подовженні 5% і нагріву 550° С протягом 25г тривала міцність за 100г при 400° С підвищилася на 2,5 кг/мм<sup>2</sup>, а термін служби — приблизно на два порядки. Межа тривалої міцності при 600° С за 1000г сплаву EI617 зростає після МТО (деформація 1% при 600° С і витримка при 600° С протягом 100г) з 82 до 92 кг/мм<sup>2</sup>, а термін служби збільшується приблизно в 20 разів.

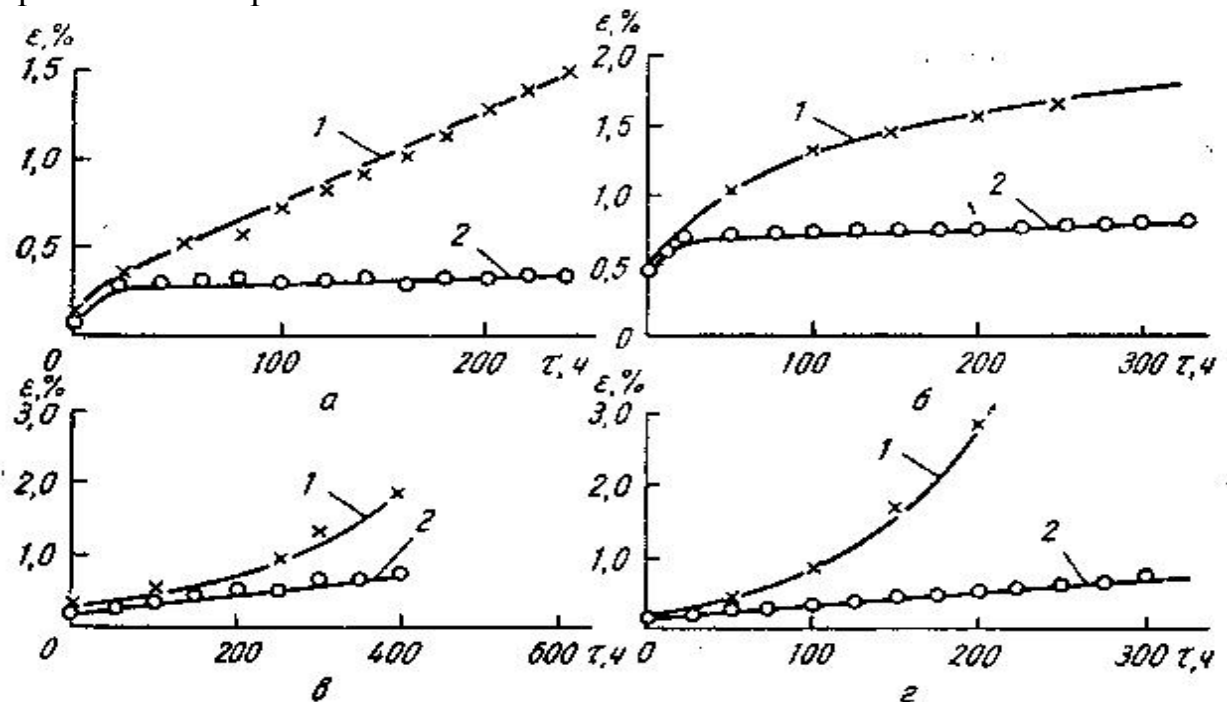


Рис. 3.3 Криві повзучості до (1) і після (2) МТО [2]

Рис.	Матеріал	$T_{\text{ісп}}, ^\circ\text{C}$	$\sigma, \text{кГ/мм}^2$
а	Сталь 1Х18Н9	575	18
б	Технічне залізо	450	8,5
в	Сталь ЕІ395	625	21
г	ЕІ454	575	12

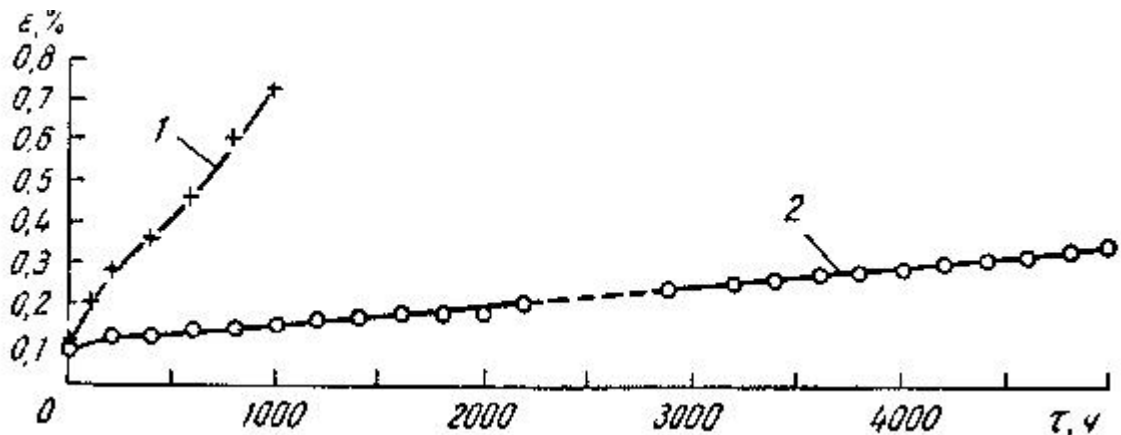


Рис. 3.4 Крива повзучість сталі 1Х18Н9Т до і після (2) МТО температура випробування  $575^\circ\text{C}$ , напруга  $15 \text{кГ/мм}^2$  [2]

МТО підвищує також і релаксаційну стійкість. Якщо при випробуванні на релаксацію напруги при  $400^\circ\text{C}$  і початковій нарузі  $10 \text{кГ/мм}$  зниження напруги  $\Delta\sigma$  в технічно чистому залізі, що відпалює, складало  $6,5 \text{кГ/мм}^2$  (рис. 3.7), то після МТО по оптимальному режиму (деформація 5%, нагріваючи  $550^\circ\text{C}$ ) Та рівне всього  $2,1 \text{кГ/мм}^2$ .

Таблиця 2. РЕЖИМИ МТО І ОПІР ДЛЯ ПОВЗУЧОСТІ ДЕЯКИХ СПЛАВІВ [2]

Матеріал	Стан	Швидкість встановленого процесу
1Х18Н9Т	Гартування з $1150^\circ\text{C}$ у воді	$4,8 \cdot 10^{-3}$
	Також + МТО (деформація в умовах постійної напруги при $575^\circ\text{C}$ , 48 г, до залишкової деформації 0,5% з проміжними розвантаженнями через 24 г і витримку при температурі деформації 24 г)	$2,5 \cdot 10^{-4}$
Технічне залізо	Нормалізація	$1,1 \cdot 10^{-4}$
	Також + МТО (деформація в умовах постійної напруги при $450^\circ\text{C}$ , 48 г, до залишкової деформації 0,8% з проміжними розвантаженнями через 24 г і витримку при температурі деформації 24 г)	$4,5 \cdot 10^{-5}$
ЕІ395	Гартування з $1450^\circ\text{C}$ у воді	$4,6 \cdot 10^{-3}$
	Також + МТО (розтягування при $625^\circ\text{C}$ до залишкової деформації 2,5% і витримка при цій температурі протягом 50 г)	$1,5 \cdot 10^{-4}$
ЕІ454	Нормалізація Також + МТО (розтягування при $575^\circ\text{C}$ до залишкової деформації 0,5% і витримка при цій температурі протягом 50 г)	Пришвидженна повзучість $2,5 \cdot 10^{-3}$

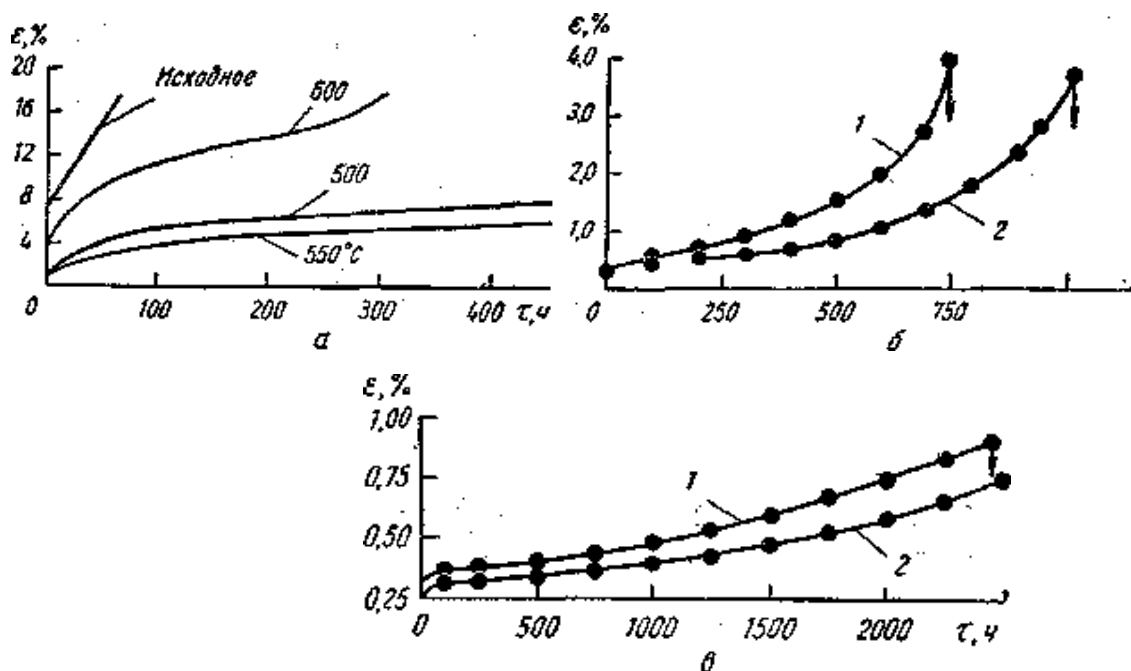


Рис. 3.5 Кривы повзучості [3] а—нізковуглицевої сталі в стані, що відпалювався (початковому), і після МТО по режиму-подовження на 5%, температура — див. цифри на кривих; випробування при 400° С і напруга 21,5%; б — сплаву EI437 в стані (1), що відпалюється, і після МТО (2) по режиму: подовження 0,3%, температура 600° С; випробування при 600° С і напрузі 40 кГ/мм<sup>2</sup>; в — сплаві EI617 в стані (1), що відпалюється, і після МТО (2) по режиму: подовження 1%, температура 600° С; випробування при 600° С і напрузі 50 кГ/мм<sup>2</sup>

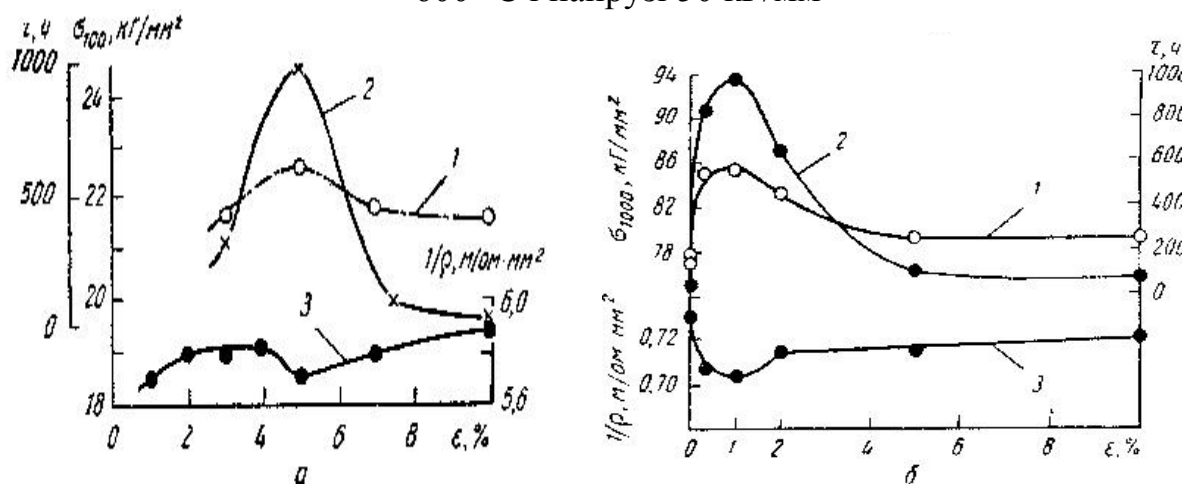


Рис. 3.6 Зміна тривалої міцності (1), терміну служби (2) і електричної провідності (3) технічно чистого заліза (а — випробування при 400° С) і сплаву EI617 (б — випробування при 600° С) залежно від міри попередньої деформації при МТО [3]

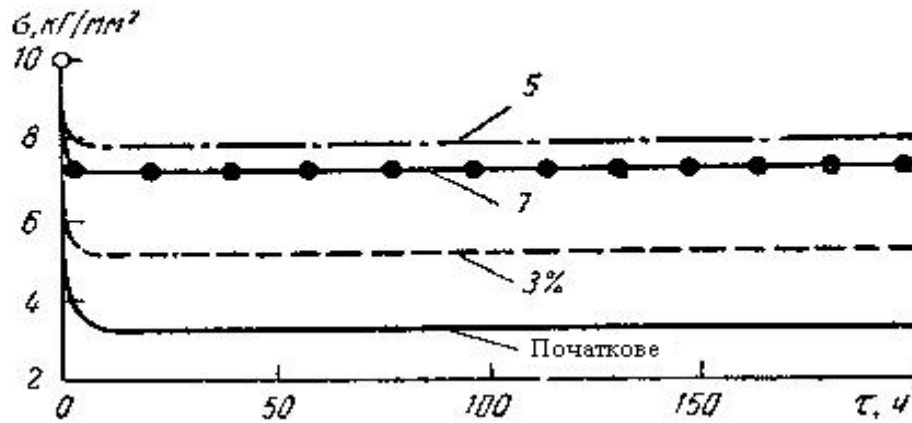


Рис. 3.7 Релаксація напруги в зразках технічно чистого заліза при 400°С і напрузі 10 кГ/мм<sup>2</sup> у вихідному (що відпалює) стані і після МТО при подовженні 3,5 і 7% (цифри на кривих) і подальшому нагріві при 550°С [3]

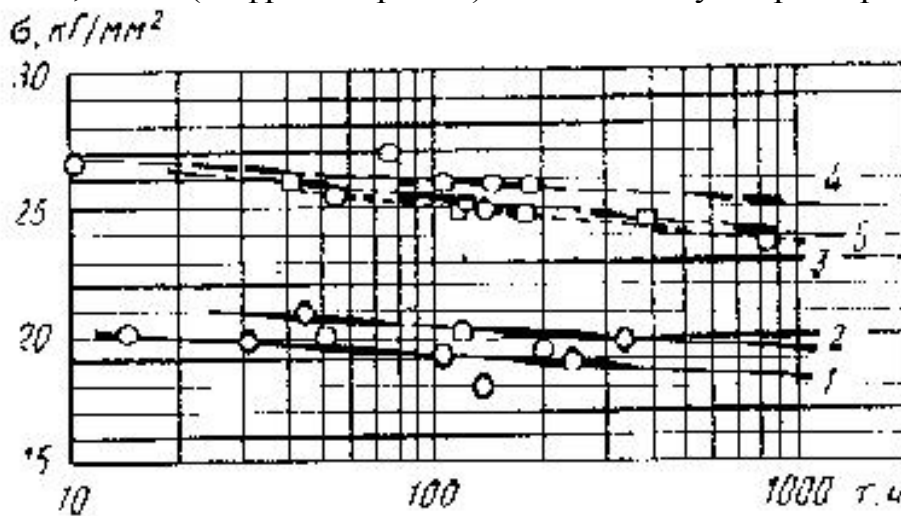


Рис. 3.8 Тривала міцність низковуглецевої сталі при 450° С після різних видів обробки[3]:

- 1 — у вихідному (що відпалює) стані; 2 — після МТО; 3 — після азотування; 4 — після механіко-хіміко-термічеської обробки; 5 — після хіміко-термічеської і механіко-термічеської обробок

На рис. 3.8 показаний вплив МТО в комбінації з дифузійним насиченням азотом (коли сегрегація атомів домішок в обсягах у дислокаційних стінок веде до закріплення субструктури) на тривалу міцність технічно чистого заліза. МТО (по режиму: подовження 20% і нагрівання при 600° С протягом 8 г) підвищила тривалу міцність за 100 г. При 450° С тривала міцність підвищилася з 19,2 до 20,5 кГ/мм<sup>2</sup>, а термін служби приблизно в 13 разів. Після додаткового азотування при 400° С протягом 6 г (в умовах, коли виключено утворення ε-фази на поверхні) і подальшого нагріву при 550° С протягом 100 г межа тривалої міцності підвищилася до 26 кГ/мм<sup>2</sup>.

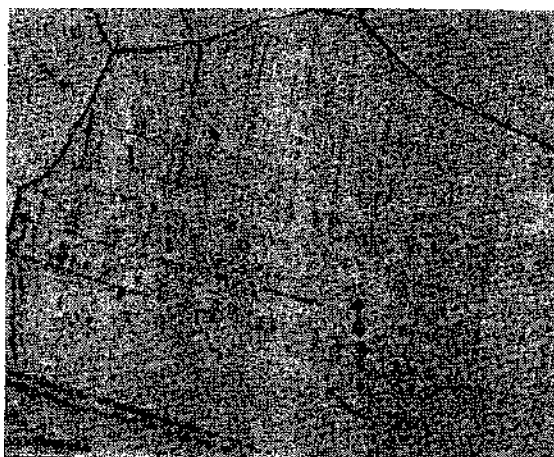


Рис. 3.9 Мікроструктура сталі 1X18H9Т після МТО (подовження 10% при 600° С і витримка при цій температурі) [2] . ×1000

Було встановлено, що МТО збільшує довговічність зразків заліза Армко при циклічному вантаженні приблизно у вісім разів, проте на межу втоми (при тій же базі  $20 \cdot 10^6$  циклів) МТО практично не робить помітного впливу.

Після МТО виявляються ряди дислокацій, створюючі субграниці (рис. 3.9). Електронномікроскопічні дослідження (коллодієва репліка, що відтіняє хромом [6]) підтвердили утворення структури полігонізації в результаті МТО (рис. 3.10).

У роботах З. Г. Фрідмана [9] було вивчено вплив дробової деформації (теплим плющенням) при МТО на властивості аустенітних сплавів 1X18H9Т і EI437. Як випливає з даних, приведених на рис. 3.11 і 3.12, однократне плющення наводить до меншого зміцнення в результаті МТО в порівнянні з одновісним розтягуванням і швидшому разупрочненню в процесі



Рис. 3.10 Структура сталі 1X18H9Т після МТО під електронним мікроскопом [6]. X1000



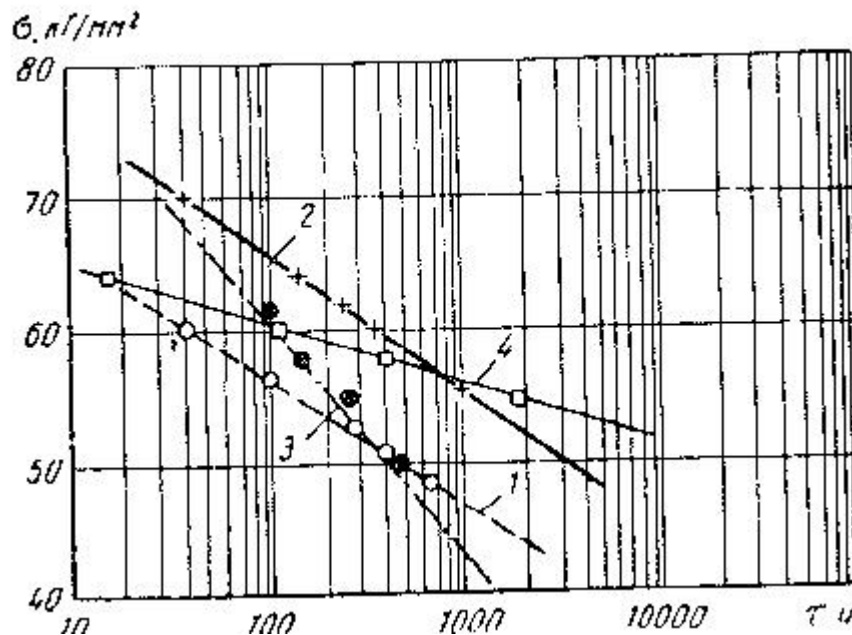


Рис. 3.11 Порівняння ефектів зміцнення сталі 1X18Н9 після МТО з використанням дробової деформації плющенням і після звичайних режимів МТО при 600° С: 1—звичайна термічна обробка; 2 — розтягування; 3 — плющення; 4 — дробове плющення [9]

подальшого випробування при 600° С, що, мабуть, зв'язано з більшою нерівномірністю деформації при плющенні. Дробове плющення (за п'ять проходів), що визначає велику однорідність деформації, наводить до підвищення терміну високотемпературної служби при помірній напрузі і до порівняно меншої схильності до разупрочнення. Таким чином, виявляється можливим використання поширеного способу деформації — плющення, для проведення МТО [9].

У роботах И. А. Одінга і ін. по МТО жароміцних матеріалів (сталі 1X18Н9, EI617, EI437A) було встановлено, що для кожного сплаву існує оптимальна міра попередньої пластичної деформації, що забезпечує максимальне збільшення характеристик жароміцності в результаті МТО. Так, для аустенітної сталі 1X18Н9 оптимальна міра пластичної деформації при 600° С складає 10%. Передбачається, що при великих мірах деформації виникає пошкоджуємість (утворення субмікротріщин).

У роботі З. Г. Фрідмана і ін. була досліджене пошкодження сталей 1X18Н9 і 1X18Н9Т в умовах деформації при кімнатній температурі і при 600° С. Пошкодження в процесі деформації визначали по зміні питомій електропровідності  $1/Q$ , питомій енергії граничної деформації  $A_p$ , опору поширенню тріщини  $K_{Ic}$ , по зміні залежності поточної площі поперечного перетину зразка  $S$  від величини подовження  $\epsilon$ .

Сталь 1X18Н9 послідовно розтягували при кімнатній температурі до заданих мір деформації в інтервалі від 0 до 66%. Виявлено, що крива  $S=f(\epsilon)$  має два перегини при мірах деформації 20 і 30%. До деформації 20% спостерігається лінійний зв'язок між  $S$  і  $\epsilon$ , потім  $S$  починає відставати від  $\epsilon$ , причому до деформації, рівної 30%, також спостерігається лінійна залежність

між  $S$  і  $\epsilon$ , а починаючи з 30% відбувається відхилення від лінійності у бік зростання інтенсивності зниження поперечного перетину. Перегин при  $\epsilon = 20\%$  виявився пов'язаним з виникненням субмікроскопічних тріщин в металі, що деформувався, а перегин при  $\epsilon = 30\%$  відповідає початку утворення шийки на зразку. Питома електропровідність сталі із збільшенням міри деформації (аж до 30%) трохи зменшується, а надалі різко знижується. Деформація, при якій виникають субмікротрещини, складає  $\approx 0,3 \epsilon_p$ , де  $\epsilon_p$  — рівномірна деформація, відповідна початку падіння навантаження на кривій розтягування.

Для сталей 1X18H9 і 1X18H9T, деформованих розтягуванням при  $600^\circ\text{C}$ , субмікротрещини виникають при деформації  $\epsilon = 11\%$ . Локалізація пластичної деформації (утворення шийки) спостерігається, починаючи з  $\epsilon = 16\%$ . Величина пластичної деформації, при якій утворюються первинні осередки в'язкого руйнування, складає 11%, що дещо більше оптимальної міри пластичної деформації для даної сталі. Це показує, що оптимальна величина пластичної деформації лімітується пошкодженням металу.

У нашій роботі з Д. Я. Каган була підібрана оптимальна схема проведення МТО сплавів ХН77ТЮР і ХН70МВТЮР. Результати для сплаву ХН77ТЮР представлені в таблиці 3.

При цьому порівнювали схему 1 (закалка—деформація—старіння); схему 2 (закалка—старіння—деформація—стабілізаційний нагрів); схему 3 (закалка—старіння—деформація). Найбільш раціональною виявилася схема 2. Обробка, проведена за схемою 1 (наклепання після гартування з подальшим старінням), викликає найменше, в порівнянні з іншими схемами, зміцнення при невисоких температурах 20 і  $550^\circ\text{C}$ . Це, ймовірно, пояснюється тим, що в даному випадку менше міра деформаційного зміцнення, оскільки для деформації матеріалу, що знаходиться в загартованому стані, при даній мірі обтискання потрібне менше навантаження, чим для матеріалу, вже зміцненого дисперсними утвореннями в результаті старіння. Після обробки, проведеної за схемою 1 з мірою обтискання 0,3 і 5%, підвищуються пластичні властивості ( $\delta$ ,  $\psi$ ) при короткочасних випробуваннях на розрив, а також при випробуванні на тривалу міцність в порівнянні із звичайним режимом термічної обробки. Інші схеми МТО викликають пониження пластичних властивостей. Отримані дані дозволяють передбачити, що вплив МТО за різними схемами на пластичність досліджених сплавів залежить від двох чинників: зміцнення при наклепанні, що зменшує пластичність, і особливо тонкого дисперсійного тверднення при старінні з порівняно рівномірним розподілом фаз, що підвищує пластичність.

Таблиця 3. ВПЛИВ МТО НА ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВУ ХН77ТЮР

Режим МТО	Механические при 20°			свойства С*		Длительная прочность**		
СХЕМА ОБРОБКИ	$\lambda$ %	$\sigma_B$ кГ/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0.2}$ кГ/мм <sup>2</sup>	$\sigma$ %	$\Psi$ %	$c^0$ t <sub>исп</sub>	$\sigma_D/100^2$ кГ/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{ост}$ %
Гартування з 1080° С, 8 г на повітрі; деформація при 20° С; старіння при 700° С, 16 г; охолодження на повітрі	0,3	108,5	70,0	30	29	550 750	80 30	25 3,0
	5	112	78,3	32	36	550 650 750	83 50 25	20 8,0 4
	10	117,5	78,5	25	26	550 750	88 20	20 2,5
Гартування з 1080° С, 8 г, на повітрі; старіння при 700° С, 16 г, на повітрі; деформація при 20° С; стабілізація при 600° С протягом 50 г	0,3	110,0	78,5	20,5	22	550 750	82 30	15 2,5
	5	118,5	80,6	21,5	22	550 650 750	86 52 23	13 5 2,5
	10	124,5	86,5	14,0	15,0	550 750	88 21	8 1,8
Звичайна обробка: гартування з 1080° С, 8 г, на повітрі; старіння при 700° С, 16 г, на повітрі	5	112,0	79,5	18,0	19,0	550 650 750	85 48 20	7 3,5 1,0
	-	100	68,5	22	25 ьной	550 650 700 750	78 53 44 34	19 5 3 2

Обробка, проведена за схемою 3 (гартування-старіння-деформація без подальшої стабілізації), виявилася найменш сприятливою, особливо для жароміцності при 650 — 750° С, що, ймовірно, пов'язано з більшою термодинамічною нестійкістю структурного стану і відсутністю ефективних бар'єрів у вигляді чітких субграниць.

Виходячи з комплексу механічних властивостей (міцність, пластичність, жароміцність), оптимальна міра деформації для даного матеріалу при механіко-термічній обробці з активним розтягуванням повинна складати 5%. Така деформація викликає підвищення жароміцності при 550 — 650° С, але декілька знижує тривалу міцність при вищій температурі (750° С). Збільшення міри деформації до 10% викликає ще більше зміцнення при помірних температурах. Проте в цьому випадку при високотемпературному нагріві активізуються дифузійні процеси, що призводить до значного зниження жароміцності при температурах вище 650° С. Збільшення міри деформації до 10% знижує також пластичність; це особливо помітно при обробці за схемою 1 (гартування-наклеп-старіння).

Деформація 0,3% трохи впливає на зміну будови і властивостей сплаву при всіх температурах випробування.

Оптимальним режимом стабілізації (полігонізаційного нагріву) після попередньої деформації є нагрів при 600° С протягом 200 г, який визначає найкраще поєднання механічних властивостей при всіх досліджених температурах випробування.

Отже, оптимальними режимами МТО для сплаву ХН77ТЮР виявилися наступні:

Режим I. Гартування з 1080° С, 8 г, охолодження на повітрі; старіння 700° С, 16 г, охолодження на повітрі; деформація розтягуванням на 5% при 650° С; стабілізація (полігонізаційний нагрів) при 600° С протягом 200 г.

Режим II. Гартування з 1080° С, 8 г, охолодження на повітрі; старіння 700° С, 16 г, охолодження на повітрі; деформація тривалим вантаженням при 650° С, напруження 40 кГ/мм<sup>2</sup>, протягом 200 г,  $\sigma_{ост} = 0,4 \div 0,8\%$ .

Для деталей, що працюють при 550—600° С, деформацію доцільно проводити активним розтягуванням; для деталей з робочою температурою до 700° С ефективніше обробка, при якій деформація накопичується в процесі повзучості. Проте в разі підвищення робочої температури до 750° С використання вказаних режимів МТО недоцільно унаслідок втрати термічної стійкості зміцненого стану.

Підбір оптимального режиму виробляли і для сплаву ХН70МВТЮ. При цьому були вибрані дві схеми: схема 1: гартування --> наклепання ~> старіння; схема 2: гартування-старіння-наклеп-стабілізація (полігонізаційний нагрів). Варіювалися також швидкості деформації (активне розтягування і тривале вантаження) і температури деформації (20 і 650° С). Міра деформації при тривалому вантаженні була вибрана в межах до 1%, а при активному розтягуванні — рівною 5%. Для сплаву ХН70МВТЮ підтверджені закономірності, виявлені раніше на сплаві ХН77ТЮР. По комплексу всіх механічних властивостей оптимальним режимом є режим схеми 2.

При проведенні обробки за схемою 1 (наклепання після гартування з подальшим старінням) забезпечуються максимальні пластичні властивості. З підвищенням температури деформації від 20 до 650° С декілька зменшується ефект зміцнення при кімнатній температурі, але жароміцні властивості, обумовлені утворенням стійкої субструктури, підвищуються. При накопиченні попередньої деформації в умовах повзучості спостерігається менше зміцнення при кімнатній і помірних температурах, але велика стійкість при декілька підвищених температурах у зв'язку з більш рівноважним станом розвиненої субструктури. Але помітного підвищення жароміцності при 750° С для даного сплаву не було виявлено (максимальна робоча температура, для якої створювався сплав 800°С). Таким чином, і для важколегувального сплаву ХН70МВТЮ вживання розроблених режимів МТО доцільно лише для деталей, що працюють в умовах помірних температур.

\*       \*  
\*

Розглянуті приклади використання МТО для підвищення жароміцності ряду сталей і теплостійких сплавів не вичерпують всі можливості даної обробки. В даний час розроблено ще декілька схем МТО, що розрізняються за технологією, а також по структурних процесах, що обумовлюють зміцнення і стабілізацію отриманого структурного стану. Спосіб стабілізації дислокаційних структур має велике значення для підвищення жароміцності. Залежно від способу стабілізації Л. К. Гордієнко [11] пропонує класифікувати види МТО на наступні дві групи:

1. Високотемпературна, дорекристалізаційна і низькотемпературна. Це — ті види МТО, в яких стабілізація будови досягається полігонізацією з подальшим блокуванням субграниць атомами домішок.

2. МТО програмуванням зміцнення і багатократна МТО. При цих обробках стабілізація досягається шляхом штучного закріплення дефектів в неравновесном стані (створення в результаті деформації механічно стійких петель, а також перешкод для переміщення дислокацій, взаємне їх блокування, взаємодія з точковими дефектами).

Остання група обробок виявляється ефективною для зміцнення металів і сплавів із структурою о. ц. к. рещітки, у тому числі тугоплавких матеріалів.

У роботі Одінга і Іванової [12] на прикладі технічно чистого заліза і низьковуглецевої сталі було розглянуто вплив вихідного структурного стану на інтенсивність зміцнення при багатократній механіко-термічеській обробці (ММТО), що полягає в послідовній багатократній деформації металу в умовах активного вантаження на повну довжину майданчика текучості з проміжним статичним деформаційним старінням в дорекристалізаційному інтервалі температур. В результаті ММТО межа текучості зростає в 2 — 2,5 рази при збереженні задовільною пластичності для конструкційних сталей. Відмічений специфічний вигляд кривої розтягування зразків після ММТО: наявність в пластичній області горизонтальної ділянки, аж до утворення шийки, тобто як би відсутність деформаційного зміцнення металу на стадії рівномірної пластичної деформації.

У роботі В. С. Іванової і ін. [13] показана ефективність ММТО для збільшення циклічної міцності низьковуглецевої сталі марки Ст. 3.

В результаті ММТО стали марки Ст. 3 межа втоми зростає на 40%, а довговічність в 50 — 100 разів.

Ефект підвищення циклічної міцності в результаті ММТО більше, ніж при однократній деформації на ту ж міру і старіння.

У роботі Г. З. Зайцева і В. Ф. Терентьева [14] показане, що попередня деформація при багатократному деформаційному старінні сталі марки Ст. 3 можна проводити не лише розтягуванням, але і ступінчастою поверхневою деформацією (обкаткою роликми) з проміжним старінням після кожного рівня деформації. Межа втоми надрізаних зразків (в умовах знакозмінного вигину) в цьому випадку підвищилася на 150% в порівнянні з

нормалізованим станом. Важливим наслідком ММТО виявилось придушення поверхневого ковзання при втомному вантаженні, що, як вказують автори, перешкоджає виникненню першої тріщини. Після ММТО наголошується не лише пізніше зародження втомної тріщини, але і зменшується швидкість їх поширення.

Упрочняючий вплив ММТО на підвищення опору втоми виявляється в сплаві з о. ц.к. (сталь марки Ст. 3), а також м. ц.к. гратами (алюмінієвий сплав Д-16). В. С. Іванова і В. Ф. Терентьев вказують, що в сплаві з м. ц.к. гратами закріплення створених дислокаційних конфігурацій відбувається не атомами впровадження (як у випадку Ст. 3), а мелкодисперсними частками.

### **3.2. Зміцнення в результаті програмного навантаження**

Велике значення мають дослідження Р. И. Гарбера, И. Л. Гиндина й ін. по створенню полігонізованих структур у результаті програмного навантаження. Автори вказують на наступні особливості запропонованої ними обробки.

Невідповідність величин теоретичної і реальної міцності є наслідком дефектності кристалічних ґрат, наявності слабких місць в обсязі і на поверхні матеріалів. При незначних зовнішніх навантаженнях у цих місцях виникають локальні перенапруги, порівнянні з критичними напруженнями зародження дислокацій, мікротріщин, що приводять до передчасного пластичного деформування і руйнування кристалічних тіл.

Для зміцнення слабких місць у вихідному матеріалі і розсіювання локальних перенапруг був запропонований метод програмного навантаження. При цьому створюють плавне підвищення напруги, що прикладається до чи зразка виробу при визначеній температурі; швидкість повинна відповідати швидкості протікання дифузійних процесів перерозподілу дефектів ґрати з дотриманням сталості швидкості деформації.

Завдяки плавно зростаючому навантаженню виявляються слабкі місця, крім того, ці місця встигають зміцнення за рахунок дифузійного припливу крапкових дефектів, тому що швидкість навантаження мала. Максимальне навантаження при програмному навантаженні обмежується умовою сталості швидкості деформації. Температурний інтервал програмування ( $T_1 < T_{пр} < T_2$ ) обмежується умовою інтенсивного дифузійного процесу перерозподілу дефектів з утворенням стійких комплексів навколо дислокацій, смуг ковзання, субмікротріщин, границь блоків і інших слабких місць. Нижня температурна границя  $T_1$  визначається, таким чином, граничною швидкістю протікання спрямованих дифузійних процесів перерозподілу крапкових дефектів у результаті їхньої взаємодії з лінійними і поверхневими дефектами. При навантаженні в температурній області вище  $T_2$  можливі одночасне переміщення дислокацій разом із домішковими атмосферами та інші процеси розблокування дислокацій унаслідок росту дифузійної рухливості крапкових дефектів. Як правило, чим більше коефіцієнт дифузії, тим нижче оптимальна температура програмування при обраній швидкості навантаження. Режим

зміцнення істотно залежить від структурного фактора: найбільший ефект спостерігається в матеріалів без макроушкоджень, тому що наявність великої кількості стоків для крапкових дефектів у виді мікророзривів вимагає підвищеної щільності вакансій, домішок і ін. цементуючих елементів для забезпечення зміцнення всіх наявних слабких місць.

Дифузійний механізм програмованого зміцнення підтверджують результати рентгенографічного дослідження, виміру поглинання пружних коливань, електроопору і дослідження дислокаційної структури.

Перерозподіл наявних дефектів в енергетично вигідні місця і розсмоктування локальних перенапруг при програмному навантаженні сприяють створенню однорідної механічно стійкої структури з підвищеним опором механічним і термічним впливам.

Метод програмного навантаження володіє поруч кошовних технологічних переваг у порівнянні з іншими ефективними методами зміцнення. Підвищення границь текучості, міцності (на 20-40%), довговічності (у 3-8 разів) досягається за рахунок дуже малих ступенів деформації (0,01-0,5%) і не супроводжується погіршенням пластичних властивостей металів.

Крім того, унаслідок підвищення однорідності і механічної рівності при програмному навантаженні зміцнення зберігається і при підвищених температурах.

Особливості цієї схеми обробки, що передбачає утворення стійких дислокаційних конфігурацій, визначаються тим, що підтримка постійної швидкості деформування здійснюється при дуже повільному навантаженні. Думаючи, що в цьому випадку мається потік крапкових дефектів до слабких місць у ґратах, і не спостерігаючи змін у субструктурі, автори навіть називають запропонований ними спосіб дифузійним зміцненням (на відміну від субструктурного, що спостерігається при більш сильних деформаціях, що створюють великі зміни в тонкій будівлі).

Доказом того, що при програмному навантаженні дійсно відбувається стік крапкових дефектів до слабких місць, автори вважають установлене падіння залишкового електроопору і збільшення температурного коефіцієнта електроопору (мал. 3.12). Стійкість створеної дислокаційної структури ілюструється більш високим ходом кривих температурної залежності внутрішнього тертя, а також чи зниженням повним придушенням ефекту Баушин - Гера при знакоперемінному деформуванні (мал. 3.13).

Одночасне збільшення границі текучості (на 15-20%, мал. 3.14) і пластичності вказує на велику близькість процесів, що відбуваються, до полігонізаційних явищ, чим до деформаційного старіння.

Ефект підвищення опору деформуванню програмно зміцнених зразків відзначається в широкому інтервалі розмірів зерен. Дослідження залежності  $\sigma_T = \sigma_0 + kd^{\frac{1}{2}}$  для програмно навантажених зразків показане на мал. 3.15.

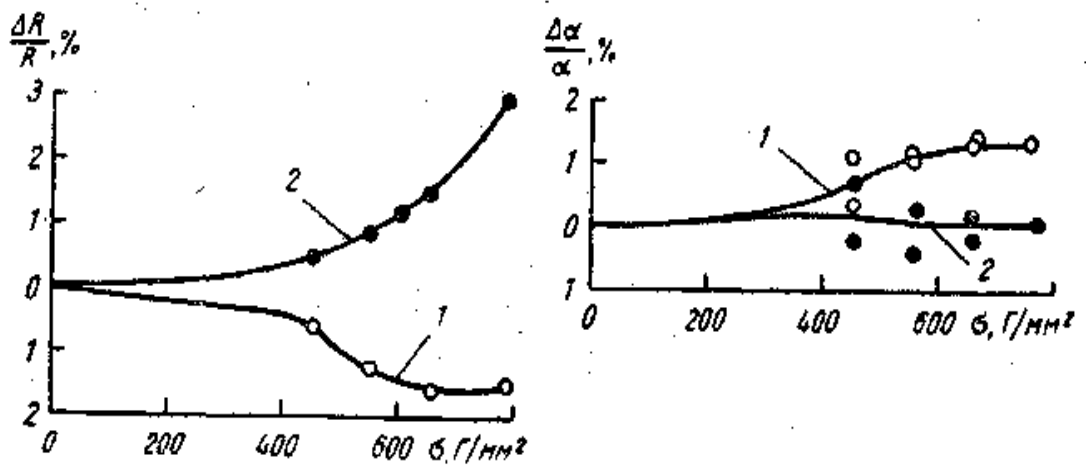


Рис. 3.12. Вплив програмного (1) і звичайного (2) навантаження на залишковий електроопір ( $\frac{\Delta R}{R}$ ) і температурний коефіцієнт опору ( $\frac{\Delta \alpha}{\alpha}$ ) полікристалічного вісмуту

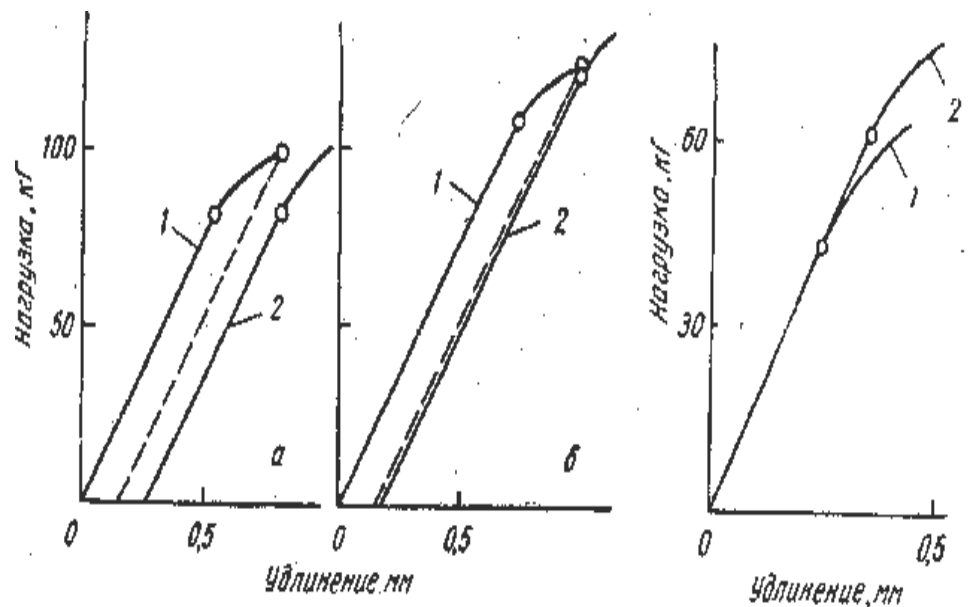


Рис. 3.13. Ефект Баушингера при одноосьовій деформації зразка - свідка (а) і попередньо програмно розтягнутого зразка (б) полікристалічної технічної міді: 1 – розтягання; 2 – стиск

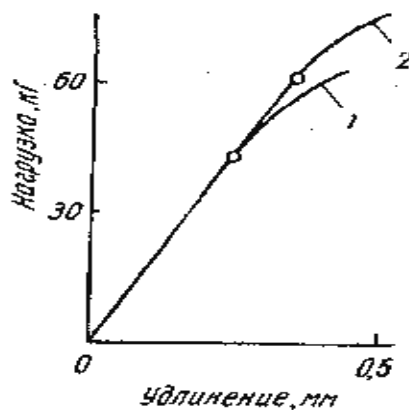




Рис. 3.14. Початкові ділянки криві зміцнення вихідного (1) і попередньо програмно навантаженого (2) зразків алюмінію

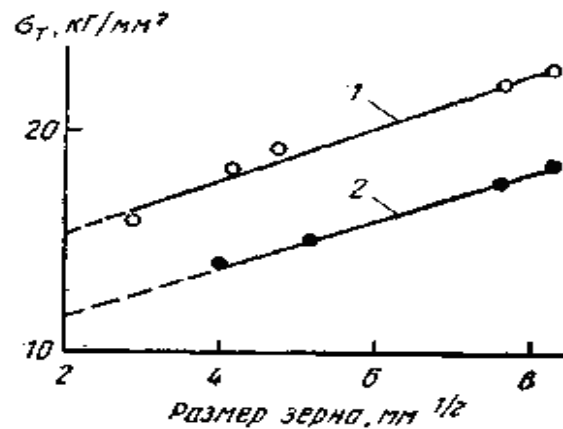


Рис. 3.15. Залежність нижньої границі текучості програмно зміцнених (1) і вихідних (2) зразків заліза від розміру зерна при кімнатній температурі

Завдяки зняттю піків перенапруги у вихідному матеріалі при програмному навантаженні вдалося знизити поріг хладноломкості технічного заліза. Попереднє програмне навантаженні зразків заліза при 300° С до 17,5 кг/мм<sup>2</sup> не тільки підвищує границя текучості при наступних статичних іспитах у середовищі рідкого азоту з 42 кг/мм<sup>2</sup> (для вихідних зразків) до 55 кг/мм<sup>2</sup> але і поліпшує його пластичні властивості (мал. 3.16). Попереднє механічне зміцнення (тобто на великий ступінь і з більшою швидкістю деформації у порівнянні з програмним) викликає утворення великого числа перенапружених місць, що грають при низьких температурах роль зародків мікротріщин. Тому швидко навантажені зразки заліза при 300° С при наступному іспиті в середовищі рідкого азоту руйнуються крихко.

Зниження температурного порога хладноломкості заліза після програмного навантаження послужило передумовою для вивчення впливу режимів програмного нагруження на пластичність деяких тугоплавких і тендітних металів, зокрема берилія. Однієї з розповсюджених гіпотез про крихкість берилія є представлення про нерівномірний розподіл домішок по кристалографічних площинах.

У табл. 3.4. приведені результати дослідження залежності границі текучості і пластичних властивостей монокристалу берилію з площиною базису, розташованої під 45° К осі стиску, від рівня кінцевої напруги при програмованому стиску.

Вплив зміцнення в результаті програмного навантаження на вид кривої повзучості виявляється в тім, що різко придушується стадія I, зменшується деформація на стадії II, а тривалість усієї стадії збільшується.

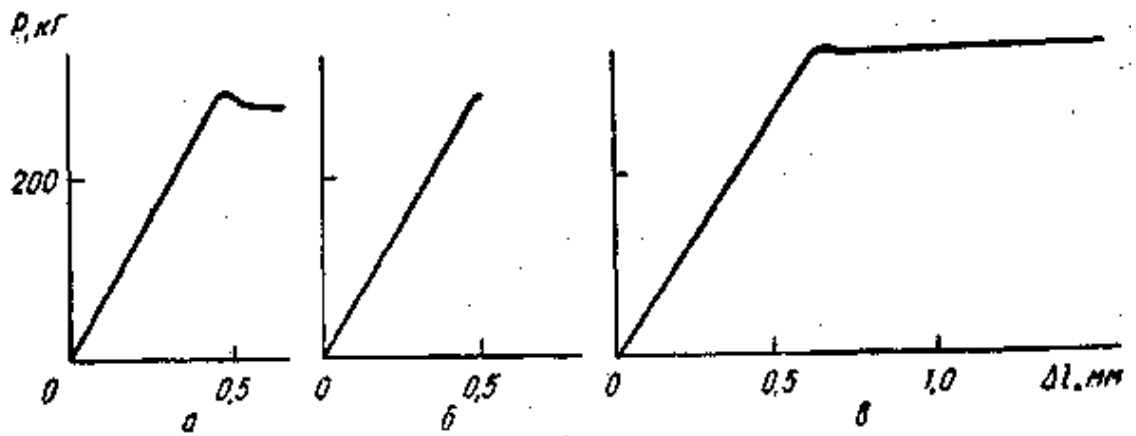


Рис 3.16. Машинні діаграми розтягання зразків до розриву при  $77^{\circ}\text{K}$  ( $v = 30$  мк/сек):

а – вихідного; б – швидко деформованого при  $300^{\circ}\text{C}$ ; в – попередньо програмованого (при  $300^{\circ}\text{C}$  до  $17,5$  кг/мм<sup>2</sup>)

Таблиця 3.4. Механічні властивості монокристалів берилію в залежності від рівня кінцевої напруги при програмному стисканні

Кінцева напруга при програмованому стисканні кг/мм <sup>2</sup>	$\sigma_s$ при стисканні кг/мм <sup>2</sup>	$\psi$ , %	Кінцева напруга при програмованому стисканні кг/мм <sup>2</sup>	$\sigma_s$ при стисканні кг/мм <sup>2</sup>	$\psi$ , %
0	9,6	10,7	6	11	24,7
5	11,3	17,0	10	9,8	11,2

При вивченні розупрочнені при нагріванні після програмного навантаження не відзначається явищ повернення, а рекристалізаційні процеси різко гальмуються.

Тому що зміцнення ефект при програмному навантаження досягається при малих ступенях деформації, те це визначає можливість здійснити цю обробку при дуже низьких температурах.

Однак у роботах И. А. Гиндина й ін. [8] низькотемпературну деформацію проводили на порівняно великі величини, при яких уже спостерігаються визначені зміни в субструктурі. При цієї своєрідної низькотемпературний МТО використовують наступні особливості низькотемпературного деформування: нагромадження значної кількості схованої енергії деформації і високу однорідність деформації. У зв'язку з великий метастабільністю стану температура ефективного нагрівання для субструктурних змін знижується аж до кімнатної температури. Дійсно, при наступному "нагріванні", наприклад у випадку заліза, чи нікелю міді - при вилежуванні при кімнатній температурі, утвориться тонка субзеренна структура, що характеризується високою стійкістю. Унаслідок цього спостерігається підвищення опірності повзучості (табл. 3.5).

Після програмованої деформації при температурах  $4,2^{\circ}\text{K}$  швидкість повзучості знижується в 4-4,5 рази в порівнянні з відпаленим станом. Але ще більший ефект зміцнення отриманий на міді після низькотемпературного значних (не програмованого) деформування при  $4,2^{\circ}\text{K}$  и наступного вилежування протягом 100 г при кімнатній температурі. У даному випадку швидкість повзучості знизилася в порівнянні з відпаленим станом більш ніж у 85 разів і більш ніж у чотири рази збільшився термін служби (табл. 3.5).