

## Розділ 5. ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНА ТЕРМОХІМІЧНА ОБРОБКА СТАЛІ

### 5.1. Спільні положення

Високотемпературна термомеханічна обробка (ВТМО) сталі представляє поєднання нагріву на температури, що відповідають області стабільного аустеніту, деформації (після певної витримки в аустенітній області) і негайного гарту на мартенсінт (рис. 5.1.). Звичайна завершальна операція — низький відпуск. Така обробка придбала останніми роками порівняно широке поширення (особливо в СРСР) у зв'язку з необхідністю підвищення механічних властивостей масових сортів сталі, вживаних в сучасному машинобудуванні.

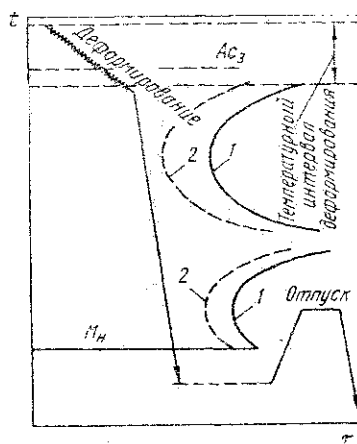


Рис. 5.1. Технологічна схема ВТМО: 1, 2 – початок ізоотермічного розпаду недеформованого та деформованого аустеніту відповідно

Температура проведення деформації при ВТМО лежить зазвичай вище за верхню критичну точку  $A_{c3}$ , тому неминучі спроби проведення аналогії між ВТМО і термічною обробкою з прокатного нагріву. Поєднання гарячої обробки металів тиском з термічною обробкою вивчали вже порівняно давно, проте розглядали його головним чином, як засіб зменшення витрат на повторний нагрів під загартування або нормалізацію. Принципова відзнака ВТМО від термічної обробки з прокатного нагріву полягає в створенні таких умов високотемпературної пластичної деформації і подальшого загартування, при яких пригнічується розвиток процесів рекристалізацій і створюється особливий структурний достаток що характеризується підвищеною щільністю недосконалостей і особливим їх розташуванням з утворенням розгалужених субмеж. Звідси і велика мозаїчність будови сталі після ВТМО.

## 5.2. Використання тмо для підвищення властивостей різних сталей

У таблиці. 5.1. приведені властивості машинобудівних сталей після ВТМО і низького відпуску, а також після НТМО.

Таблиця 5.1.. Властивості машинобудівних сталей після ВТМО і НТМО.

Обробка	Зразки для випробувань	$\sigma_B$ кг/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2}$ кг/мм <sup>2</sup>	$\delta$ %	$\psi$ %
ВТМО + низьке відпускання	Плоскі (чорні)	220-270	190-220	7-8	20-40
НТМО + низьке відпускання	Круглі шліфовані	240-290	200-240	5-7	15-30

З цих даних виходить безперечна перевага НТМО у розухвні досягнення вищих щільнісних властивостей і перевага ВТМО — у розухвні досягнення вищої пластичності. Проте досить об'єктивно порівняти отримані після ВТМО і НТМО властивості неможливо оскільки різна методика випробувань і великий розкид значень, що набувають, а головне дослідження проводилися на різних (непорівнянних) марках сталі і при ступенях обжимання, що сильно розрізняються. Об'єктом НТМО є в основному середньо- і високолеговані сталі, такі, що піддаються обжиманню на 70—90%, а об'єктом ВТМО — вуглецеві і нізколеговані (в деяких випадках — середньолеговані), деформація яких в більшості випадків складала 25—60%.

Термомеханічна обробка приводить до підвищення механічних властивостей не лише при статичному, але і при знакозмінному навантаженні: істотно зростають втомні характеристики, особливо циклічна міцність в зоні перевантажень (при обмеженій витривалості). В результаті ВТМО значно (у 1,5-3 рази) підвищується ударна витривалість сталі (чого не спостерігається після НТМО). Що стосується ударної в'язкості, то, як вперше було показано у відомих роботах В. Д. Садовського, в результаті ВТМО (на відміну від НТМО) практично усувається розвиток оборотної відпускну крихкості в небезпечному інтервалі температур відпускання, ослабляється незворотня відпускна крихкість і різко підвищується ударна в'язкість при кімнатній і низьких температурах. Після ВТМО сильно знижується температурний поріг холодноламкості, причому перехід до крихкого руйнування в разі сталі, підданою ВТМО, супроводжується не міжзеренним руйнуванням, а руйнуванням по тілу зерна із збереженням такого характеру зламу до температур глибокого охолодження (до —196° С).

ВТМО обумовлює підвищення крихкої міцності сталі, а також зменшення чутливості до утворення тріщин при термічній обробці.

НТМО не приводить до помітного придушення відпускнуї крихкості сталі, а ВТМО дозволяє різко ослабити прояв крихкості в небезпечному інтервалі температур відпускання. Тому значний інтерес являє запропонована в нашій країні наступна комбінована схема: ВТМО (для придушення окрихчування сталі) і НТМО (для різкого підвищення міцності). Здійснення цієї комбінованої обробки на сталі 37ХН3А привело до істотного збільшення ударної в'язкості в інтервалі розвитку оборотної крихкості в порівнянні з її значеннями після НТМО (більш ніж в три рази).

Що стосується властивостей міцності і пластичності, то вони принаймні дорівнюють властивостям, отриманим після НТМО з тим же ступенем обжимання.

Зіставляючи НТМО і ВТМО (використовуючи зазвичай як критерій набуваючі механічні властивості), відзначають ряд їх переваг і недоліків.

Низькотемпературна термомеханічна обробка, по-перше, забезпечує набуття вищих властивостей прочності і межі витривалості, чим ВТМО і, по-друге, у зв'язку з відсутністю небезпеки рекристалізації створює можливість вживання всіляких методів пластичної деформації у тому числі з малою швидкістю (зазвичай найбільш бажаної для створення оптимальної структури), але в межах стійкості переохолодженого аустеніту. Проте ця обробка:

а) не знижує схильності сталі до відпускнуї крихкості;  
б) пов'язана з необхідністю підстужування, що ускладнює технологічну схему і вимагає використання додаткового термічного обладнання;

у) вимагає вживання вищих (в порівнянні з ВТМО ступенів обжимання (75-95%) причому в умовах підвищеного опору аустеніту пластичній деформації при температурах проміжної області; це обумовлює необхідність створення і вживання нових потужних деформуючих пристроїв;

а) не знижує схильності сталі до відпускнуї крихкості;  
б) пов'язана з необхідністю подстуживання, що ускладнює технологічну схему і вимагає використання додаткового термічного устаткування;

у) вимагає вживання вищих (в порівнянні з ВТМО ступенів обжимання (75-95%), причому в умовах підвищеного опору аустеніту пластичної деформації при температурах проміжної області; це обумовлює необхідність створення і вживання нових потужних деформуючих пристроїв;

г) придатна лише для середньо- і високолегованих сталей з високою стійкістю аустеніту, причому, як вказувалося, необхідно враховувати, що деформація аустеніту різко зменшує його стійкість в бейнітній області.

Недоліки ВТМО наступні:

а) процеси типа рекристалізаційних, що неминуче відбуваються при ВТМО, знижують ефект зміцнення;

б) у зв'язку з можливою інтенсивною рекристалізацією за рахунок внутрішнього тепла ВТМО застосовна лише для виробів певної товщини.

В той же час ВТМО має і ряд переваг:

а) усуває відпускну крихкість;

б) одночасно із зміцненням визначає істотне (і більше, ніж після НТМО) підвищення властивостей пластичності; вірніше, у зв'язку із збільшенням пластичності удається реалізувати високу міцність загартованої сталі після низького відпуску;

в) не вимагає спеціального термічного і, головне, деформуючого устаткування, оскільки обробка може бути здійснена в процесі нормального технологічного циклу гарячої деформації (плющення, штампування і т. п.), тим більше що вживані обжимання невеликі, а опір деформації аустеніту при температурах вище за критичну крапку невисоке; це, між іншим, не означає, що можна використовувати звичайні режими деформації, що існують в цехах, наприклад гарячого плющення; необхідне коректування температури нагріву і темпів плющення (останнє — для можливості здійснення подальшого негайного загартовуючого охолодження);

г) визначає підвищення механічних властивостей вуглецевих низько- і середньолегованих сталей.

ВТМО — більш технологічна схема обробки, чим НТМО, і її можна без великих труднощів використовувати для здобуття кращого поєднання високих значень міцності і пластичності широко вживаних машинобудівних сталей.

Проте слід підкреслити неправомірність такого, що має характер зіставлення порівняння цих двох обробок, в основі яких лежать, ймовірно, декілька різних механізми зміцнення. Так, після НТМО отримують вищу щільність дислокацій і більш напружені їх конфігурації, ніж після ВТМО. Остання обумовлює меншу, ніж після НТМО, щільність дислокацій (но більшу, чим після звичайного загартування), причому в результаті рекомбінації при високій температурі утворюються й інші, стійкіші побудови дислокацій. Тому ту або іншу схему термомеханічної обробки (а число їх варіантів визначається, зокрема, різноманіттям можливих перетворень) слід вибирати залежно від природи і призначення сплаву.

Природно, ефективність зміцнюючої обробки слід оцінювати щодо к о м п л е к с у механічних властивостей. Коли в сучасній техніці говорять про підвищення м і ц н о с т і, то під цим розуміють в широкому сенсі підвищення опору деформації і руйнуванню в різних напружених достатках у тому числі і такому, яке може викликати утворення крихкої тріщини, передчасного руйнування та ін. Само собою зрозуміло, що необхідною умовою забезпечення міцності є певний запас пластичності і в'язкості; характеристики пластичності і в'язкості представляють як би складові елементи міцності при дійсно фізичному трактуванні цього терміну.

Очевидно, що поняття міцності ніколи не може вичерпуватися лише такими характеристиками, як межа міцності або межа текучості. Тому є необхідним проводити порівняння ефективності різних зміцнюючих обробок не по приросту межі міцності (текучості), а по комплексу механічних властивостей, у тому числі по порогу холодноламкості, крихкій міцності, роботі руйнування і ін.

### 5.3. Рекристалізація в процесі ВТМО

При порівнянні ВТМО і НТМО часто підкреслюють, що при використанні першої схеми важко запобігти розвитку рекристалізації при високих температурах, у зв'язку з чим необхідне прийняття ряду спеціальних технологічних заходів.

Поза сумнівом, розвиток явищ рекристалізації особливо на стадіях збірної або вторинної рекристалізації, в процесі зміцнюючих обробок неприпустимо. Проте, коли говорять про створення високоміцного стану металевих сплавів, придатних для технічного використання, мають на увазі що ці сплави повинні володіти одночасно високою міцністю і пластичністю.

Такі стадії перебудови структури дислокації під впливом нагріву, як «рекристалізація на місці», або самі початкові етапи рекристалізації обробки пов'язані із створенням тонкої субзеренної будови. При цьому пластичність зростає у зв'язку із зняттям певною мірою напруженого стану характерного для наклепаної структури, і одночасно зберігається високий рівень міцності у зв'язку із спільним подрібненням структури.

Отже, для здобуття оптимального поєднання механічних властивостей після ТМО слід проводити наклеп аустеніту до загартування в умовах, коли одночасно із збільшенням щільності дислокацій відбувається їх перебудова, краще всього за типом полігонізації. Тоді мартенситне перетворення йде не лише в подрібненій початковій структурі з високою щільністю дислокацій (що визначає підвищення міцності), але і в структурі, що характеризується більш рівномірним розподілом дислокацій (меншою концентрацією напруги) завдяки чому загартований високоміцний метал відрізняється також і підвищеною пластичністю. Іншими словами, для здобуття високого комплексу механічних властивостей важлива не лише певна висока щільність дислокацій, але і оптимальна їх конфігурація (розподіл).

У зв'язку з усім сказаним закономірне питання, чи можна взагалі вважати здібним до тривалої і надійної служби метал, в структурі якого зафіксовано те розташування недосконалості будови, яка створена наклепом? Відомо що вже при деформації в декілька відсотків виникає край неравномірний розподіл недосконалостей, характерний для так званої комірчастої структури. Така неравномірність обумовлює високу напруженість металу, вельми малий запас пластичності і велику схильність до крихкого руйнування. Звідси очевидно, що наклепаний метал, в якому не пройшла хоч би часткова перебудова структури дислокації, мало придатний для використання в конструкціях, що працюють в умовах всілякого і

тривалого навантаження. Мабуть, і в разі НТМО відбуваються явища близькі до полігонізації (поверненню), про що свідчить наявність деякого запасу пластичності після цієї обробки. Це підтверджується також підвищенням механічних властивостей в результаті НТМО що проводиться з повільною деформацією або в разі дробової деформації, або при деякій витримці при ізотермі (але не до розпаду) перед гартуванням, або (як в досліджах С. І. Сахіна і О. Р. Соколова) в разі короточасного високотемпературного нагріву при дробовій деформації.

У 2, т. І вказувалося, що істотний вплив на процеси розміцнення надає температура, при якій здійснювалося зміцнення. Чим вища температура деформації (природно, без рекристалізації), тим менша доля зміцнення, що знімається при поверненні. У роботі Грейнджа і Мюльхаусера встановлено що чим вища температура аустенізації, тим повільніше протікає рекристалізація після пластичної деформації (рис. 5.2.); ця обставина в разі ВТМО має особливе значення. Взагалі час повної рекристалізації в аустенітній області для більшості легованих сталей виявився значним (рис. 5.3.), причому в тих випадках, коли протікала часткова рекристалізація (на ранніх стадіях), властивості після ВТМО змінювалося мало.

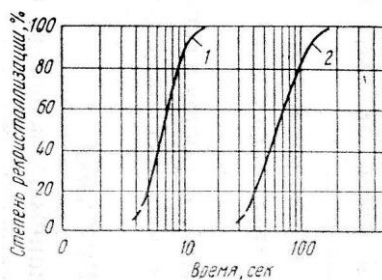


Рис. 5.2. Вплив розміру першопочаткового зерна (температури нагріву) на рекристалізацію сталі 51В60 при 816°C: 1 – після нагріву при 927°C зерно бала 7; 2 – після нагріву при 1200°C зерно балів 4 – 5.

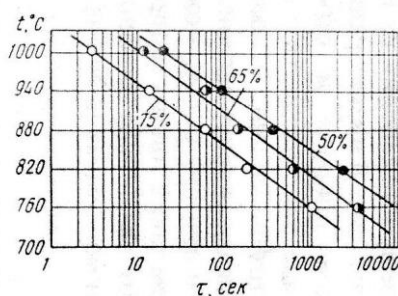


Рис. 5.3. Час, необхідний для повної рекристалізації при різних ступенях деформації сталі 51В60; нагрів при 1205°C, прокатка при 927°C, рекристалізація 760 – 1000°C

Мабуть, вищу стійкість проти розміцнення при подальшому нагріві в разі ВТМО (в порівнянні з НТМО), окрім інших чинників, можна пояснити впливом вищої температури аустенізації і деформації.

При ВТМО не завжди вдається повністю подавити рекристалізаційні процеси або тому, що технологічні умови не дозволяють відразу ж після деформації проводити гарт, або із-за підвищених температур, при яких здійснюється пластична деформація. У якій же мірі протікання часткової рекристалізації обробки призводить до зниження ефекту зміцнення в результаті ВТМО?

У ряді робіт вказується на необхідність повного придушення рекристалізації, оскільки, на думку авторів, вона повинна призводити до зниження міцності. У наших дослідженнях, а також в роботі М. Е. Блантера наголошується що часткова рекристалізація на ранніх стадіях приводить лише до незначної зміни міцності. Нами встановлено, що протікання початкових стадій рекристалізації надає позитивний вплив не лише на пластичність, але і на втомну міцність. Лише істотний розвиток рекристалізації призводить до зниження межі витривалості. Як було показано, в разі ВТМО жароміцних сплавів часткова рекристалізація не виключає використання, причому в експлуатаційних умовах, створеного ефекту зміцнення. У роботах В.Д.Садовського, Е.Н.Сокоджова, Ю.А.Суркова вказується, що в разі рекристалізації до 50% об'єму зерен при ВТМО ефект зміцнення зберігається у зв'язку із створенням стійкої фрагментованої структури і відсутністю сегрегації домішок на «свіжих», знов освічених кордонах виниклих рекристалізованих зерен. Конфігурації недосконалості і субструктура зерен стають вельми стійкими при ВТМО з малими швидкостями деформації, коли одночасно протікають початкові стадії перебудови. Повідомляється також що для технічно чистого нікелю стійкість створеного зміцнення при подальшому нагріві в разі ВТМО приблизно в 10 разів більше в порівнянні з холодним наклепом з тим же ступенем обжимання.

Отже, протікання в певному обмеженому ступені початкових стадій рекристалізації обробки не виключає використання ВТМО для здобуття високоміцного достатку, що відрізняється підвищеною пластичністю.

Що стосується швидкості рекристалізованих процесів при ВТМО, що приводять до розміцнення, то про це є доки дуже мало прямих і косвенних даних. Швидкість рекристалізації в аустенітній області, не дивлячись на значно вищі температури нагріву, опинилася набагато меншою чим добре вивчена швидкість рекристалізації наклепуваної сталі при порівняно помірному нагріві у ферритній області. З теорії жароміцних сталей відома значно велика стійкість аустенітних сталей проти рекристалізації в порівнянні з ферритними.

Наведемо деякі приклади. Так, в роботі з Г. І. Черепанової встановлено, що падіння межі міцності сталі 47Х8 вакуумної виплавки в умовах ВТМО виявляється лише після витримки 10 хв при 840° С після деформації на 75% або після витримки 15 хв при деформації на 50%. При ВТМО складнолегованої сталі 43Х3НМВФ із збільшенням тривалості витримки при 900° С до 10 хв межа міцності знижується небагато — з 246 до 232 кг/мм<sup>2</sup> — і зберігається на набагато вищому рівні, ніж після звичайної термообробки.

Навпаки, в роботі вказується, що швидкість розміщення в умовах ВТМО вельми значна при високотемпературній ізотермічній витримці після деформації. Судячи по крапках на кривих, а не за даними, приведеними в тексті (у статті вони не збігаються), розміщення при ВТМО ( $900^{\circ}\text{C}$ ,  $\lambda=60\%$ ) починається вже через 6 сек, а повністю закінчується через 300 сек (критерієм розміщення служила зміна твердості, яка, як відомо, у високоміцному достатку не корелює з міцністю). Правда, автори відзначають, що розчинення карбідів, що виділяються (на їх думку) з аустеніту при ВТМО йде в процесі паузи після деформації швидше, ніж рекристалізація.

Дані про протікання рекристалізованих процесів в умовах ВТМО, отримані в різних роботах, дуже важко зіставляти, оскільки на швидкість рекристалізації вирішальний вплив роблять багато чинників, зокрема склад сталі, її чистота, температура аустенізації, температура ізотермічної витримки після деформації.

У ряді випадків ефект зміцнення в результаті ТМО зберігається і після тривалих високотемпературних (післядеформаційних) ізотермічних витримок або навіть після повторного (після термомеханічної обробки) нагріву на високі температури. У цих умовах рекристалізованні процеси повинні набувати настільки сильного розвитку, що не виключене завершення первинної рекристалізації. Так, С.І.Сахин і О.Г.Соколов проводили проміжні нагріву при НТМО сталі 30ХГСНА за схемою: нагріваючи при  $900^{\circ}\text{C}$  — гаряча деформація при  $550^{\circ}\text{C}$  ( $\lambda=25\%$ ) — нагріваючи 30 хв при  $900^{\circ}\text{C}$  — друга гаряча деформація при  $550^{\circ}\text{C}$  ( $\lambda=25\%$ ) — нагріваючи 30 хв при  $900^{\circ}\text{C}$  — остання гаряча деформація при  $550^{\circ}\text{C}$  ( $\lambda=13\%$ ) — закалка у маслі — низький відпуск при  $275^{\circ}\text{C}$ . В результаті були отримані значення межі міцності лише на 3—5 кг/мм<sup>2</sup> менше, чим після НТМО з тим же ступенем обжимання (63%), але без проміжних нагрівів. Оскільки ступінь обжимання при НТМО робить вирішальний вплив на властивості міцності, що досягаються в результаті обробки, дані, отримані в роботі, можна пояснити лише тим, що рекристалізація, що протікала при проміжних нагрівах, трохи знімала долю зміцнення, досягнутого в результаті попередньої пластичної деформації.

Таким чином, немає сумніву в тому, що зміцнення, створене при деяких режимах термомеханічної обробки, що передбачають перерозподіл дислокацій при високих температурах, відрізняється значною стійкістю. Надалі цей важливий експериментальний результат розглядатиметься у зв'язку з обговоренням явища спадкоємства зміцнення, що досягається при ВТМО, після повторної термічної обробки по спеціальних режимах.

У роботі при вивченні рекристалізації заліза високої чистоти було виявлено наявність «стабільних» деформованих зерен, оточених новими рекристалізованими. Ці «стабільні» зерна не рекристалізуються навіть після значних витримок при даній температурі, лежачій вище за поріг рекристалізації. З підвищенням температури нагріву число «стабільних» деформованих зерен зменшується.



При вивченні впливу швидкісного нагріву на процес рекристалізації передбачають, що процеси зняття зміцнення за рахунок знищення недосконалості дислокацій створених при наклепі, і дифузійні переміщення атомів, що визначають розвиток рекристалізації, є як би незалежними один від одного. На думку, зародження і зростання равноосних рекристалізованих зерен відбуваються в умовах відомого збереження недосконалості, що визначала зміцнення сплаву при наклепі в результаті пластичної деформації. Іншими словами, показана можливість спадкоємства недосконалості перехідних із наклепувальної структури в рекристалізовану.

Слід особливо підкреслити, що всі ці результати, вказуючі на стійкість дислокації субструктури, створеної при пластичній деформації, були отримані в умовах нагріву після холодного наклепу. Якщо пригадати, що після ВТМО отримують стійкіший структурний достаток чим після холодного наклепу (при рівному ступені обжимання), то стає зрозумілим факт збереження в певних умовах значної долі зміцнення, створеного ВТМО, навіть за умови певного розвитку рекристалізації.

#### **5.4. Вплив параметрів ВТМО на механічні властивості деяких сталей**

У лабораторних дослідах і при промисловому випробуванні ВТМО були використані різні способи деформації: плющення прутков, смуг, стрічки; кування; штампування відкрите і закрите; екструзія; витискування на токарно-давальному верстаті; волочіння; кручення; високошвидкісна деформація (вибухом). Найбільш широке вживання отримали плющення, а також штампування і кування. Об'єктами ВТМО були різні марки машинобудівної і інструментальної сталі (40, 45, У9, 40Х, 40ХН, 40ХНМ, 37ХНЗА, 45ХНМФ, 47Х8, 42ХН5С, 50ХН4М, 30ХГСА, 50ХГ, 60С2, 55ХГР, 65Г, ШХ15, 9Х, Р18 і багато інших).

Зниження температури деформації (і приближення її до крапки  $A_3$ ), мабуть, завжди сприятливо позначається на збільшенні міцності в результаті ВТМО. Проте треба враховувати і відмічене раніше зменшення інтенсивності рекристалізаційних процесів при підвищенні температури аустенізації. Тому найбільш доцільні аустенізація при високій температурі і деформація (після підстужування) при температурах, близьких до  $A_3$ .

При проведенні ВТМО можна вважати перспективним швидкісний нагрів (запобігаюче інтенсивне зростання зерна) до високих температур аустенізації (що визначають необхідну для гальмування рекристалізації гомогенність аустеніту) з підстужуванням до температури деформації, близькою до крапки  $A_3$  (але не настільки щоб деформація була багато нижчою  $A_3$ ). Як показано в роботі , з підвищенням температури деформації при ВТМО крихка міцність і пластичність сталі 30ХГСА знижуються. В той же час після звичайного гарту цієї сталі з температур, лежачих в тому ж інтервалі перегріву, ці властивості залишаються практично без зміни. Характерно, що, не дивлячись на істотне зниження крихкої міцності і

пластичності сталі при збільшенні температури деформації при ВТМО, абсолютні значення цих характеристик вищі, ніж після звичайного гарту і відповідного відпускання. Це обумовлено збереженням внутрізеренного характеру руйнування сталі після ВТМО і в умовах глибокого охолодження, що, на думку авторів пов'язано із зміцненням кордонів аустенітних зерен тонкими частками.

При вивченні впливу ступеня деформації на рівень отримуваних в результаті ВТМО властивостей спочатку вказувалося, що при ВТМО, як і при НТМО, є пряма залежність між зміцненням і ступенем обжимання.

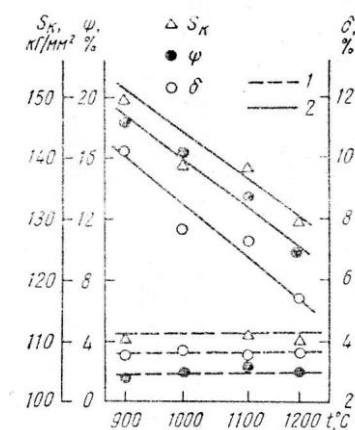


Рис. 5.4. Вплив ТМО на міцність і пластичність сталі 30ХГСА в умовах розтягування при  $-195^{\circ}\text{C}$ : 1 – звичайна закалка; 2 – ТМО.

Особливістю процесу в разі ВТМО була також встановлена пряма залежність і для збільшення пластичності. Проте знайдена в цих ранніх роботах лінійна залежність між міцністю і ступенем деформації, виміряної по зменшенню перетину, не відображає дійсного положення, оскільки кожна наступна доля зменшення перетину відповідає більшій дійсній напрузі. Для зміцнення сталі в разі ВТМО перші прирости деформації ефективніші, ніж подальші. Так при ВТМО деформацію проводять зазвичай за один прийом (виняток становить швидкісне плющення на безперервних станах), при великому ступені деформації відбувається значне виділення тепла, що може привести до інтенсивного розвитку рекристалізації. В разі високоуглеродистих сталей, для яких особливо доцільне вживання ВТМО, велика деформація за один прийом може привести до утворення мікротрещин і надривів.

Найбільш значне збільшення механічних властивостей досягається в результаті ВТМО з відносно невисокими ступенями обжимання (25—40%). Подальше збільшення ступеня деформації вже не дає інтенсивного зростання міцності, а зміна пластичних характеристик досягає стадії «насищення» вже при 40—50%. Мабуть, ці останні значення ступеня деформації і є гранично доцільними в разі ВТМО (рис. 5.5.).

Пропонований в роботі дріб деформації при ВТМО може у ряді випадків виявитися доцільним для здобуття високих, а головне

стабільних механічних властивостей, проте в основному це застосовно для середньо- і високолегованих сталей. Враховуючи що великою перевагою ВТМО є можливість набуття високих механічних властивостей на низьколегованих сталях, слід мати на увазі труднощі практичного здійснення дробової деформації у зв'язку з можливим інтенсивним протіканням рекристалізації між проходами.

При проведенні ВТМО в умовах плющення на безперервних станах деформування завжди є дробним.

Що стосується впливу швидкості деформування, то враховуючи раніше висловлені міркування про незначний вплив частково протікаючих початкових стадій рекристалізаційних процесів на набуваючі властивості, слід визнати, що не лише при НТМО, але і при ВТМО доцільно знижувати швидкості деформування. Як показано в роботах В.Д.Садовського і ін., в разі аустенітних сталей певне зниження швидкості деформації приводить до зменшення розвитку рекристалізації і дозволяє забезпечити зміцнення виробів великого перетину. При уповільненні процесу високотемпературного деформування (або при його дробі) є кращі умови для переповзання дислокацій (вже в ході деформації) і створення фрагментованої структури. Але ці міркування приводять до висновку, що залежно від температури деформування повинна існувати оптимальна його швидкість, що дає найбільш розвинену субструктуру і кращі властивості. Це і було показано Ф.Н.Тавадзе і В.П.Копалейшвілі. Можливість відпуску середньоуглеродистої сталі при такій низькій температурі, як  $100^{\circ}\text{C}$  (без небезпеки крихкого руйнування), визначається підвищеним запасом пластичності, що

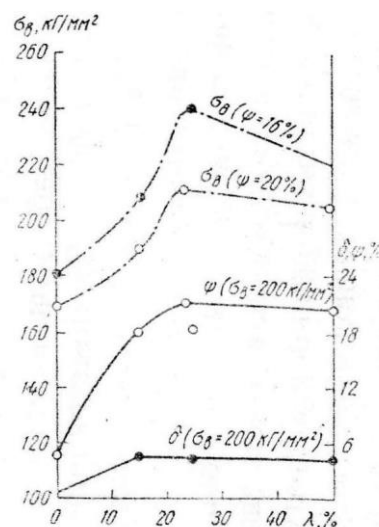


Рис. 5.5. Залежність пружності (при постійній пластичності) пластичності і (при постійній пружності) рисорної сталі 55ХГР від ступеню деформації при ВТМО.

створюється в результаті ВТМО. Як буде показано далі, доцільним є збільшення тривалості низького відпускання при  $100^{\circ}\text{C}$ , наприклад до декількох десятків годин, завдяки чому створюються благонадійні умови для ефективного старіння мартенсіту. Цей процес супроводиться, мабуть, перерозподілом дислокацій в  $\alpha$ -твердом розчині за типом полігонізаційних процесів.

У спільному випадку після ВТМО досягається велика стійкість сталей проти розміцнення при відпусканні, чим після звичайного гарту, що пов'язане із стійкістю конфігурацій дислокацій і, зокрема, фрагментованої структури. Стійкість проти розміцнення при відпусканні після ВТМО зв'язана і з меншим тетрагоном мартенсіту із-за «конденсації» вуглецю на стійких кордонах дислокацій і більшою дисперсністю карбідів, блокуючих субструктуру.

На мал. 5.6. приведені результати дослідження впливу температури відпускання на властивості сталі типа 50ХН4М після звичайного гарту і після ВТМО. Можна відзначити вищі значення межі міцності (і навіть деяке збільшення межі текучості при  $200^{\circ}$ -ному відпусканні) після ВТМО в порівнянні із звичайним гарту аж до температур відпуску  $500^{\circ}\text{C}$ . Особливо істотна різниця в значеннях межі текучості, оскільки в сталі, підданій ВТМО, ця характеристика особливо стійка проти падіння при відпусканні.

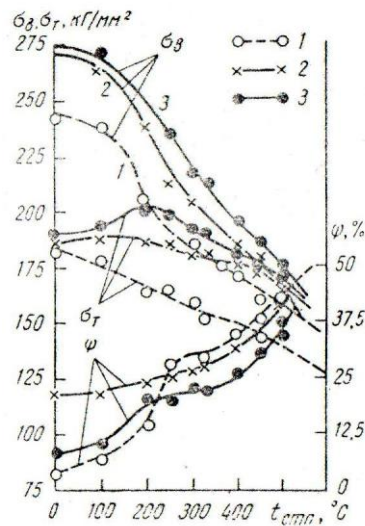


Рис. 5.6. Вплив температури відпускання на механічні властивості сталі 50 ХН4М після ВТМО: 1 – загартування після деформації; 2 – деформація 90% при  $900^{\circ}\text{C}$ ; 3 - деформація 75% при  $750^{\circ}\text{C}$ .

Характерно, що при меншій деформації (75% замість 90) при нижчій температурі ( $750$  замість  $900^{\circ}\text{C}$ ) можна отримати краще поєднання механічних властивостей; це узгоджується з викладеними вище положеннями про вплив температури і ступеня деформації.

Після відпускання при досліджених низьких температурах в сталі підданою ВТМО, зберігається вища пластичність, ніж в сталі, що пройшла звичайний гарт.

Дані про те, що після відпускання при 500—550° С ударна в'язкість, ударна витривалість, а також крихка міцність і пластичність при глибокому охолодженні значно більші в сталі, підданою ВТМО, в порівнянні із зазвичай загартованою, свідчать про збереження структурних особливостей, ВТМО, що вносяться до високих температур відпускання (500—550° С).

Вплив вуглецю на міцність при ВТМО подібно до його впливу при звичайній термічній обробці: значення міцності тим більше, чим вищий вміст цього елемента. Що стосується пластичності, то хоча і спостерігається відома тенденція її до падіння із зростанням вмісту вуглецю проте в разі ВТМО ця тенденція виявляється у меншій мірі. У зв'язку з небезпекою передчасного крихкого руйнування при високому вмісті вуглецю залежність міцності від його вмісту в сталі має, як відомо, екстремальний характер. Оптимальний вміст вуглецю для сталі, що піддається звичайній термічній обробці, відповідає зазвичай  $\approx 0,4\%$ , а для сталі, що піддається НТМО, воно складає приблизно  $0,5\%$ . При виплавці сталі у вакуумі із особливо чистих шихтових матеріалів цей граничний вміст підвищується, оскільки збільшується запас пластичності.

Перевагою ВТМО, що забезпечує набуття високих значень пластичності, являється зсув цього максимального значення вмісту вуглецю до  $\approx 0,6\%$ , коли в умовах збільшеного опору відриву удається з більшою повнотою реалізувати високу міцність мартенсіту з підвищеним вмістом вуглецю (рис. 5.7.).

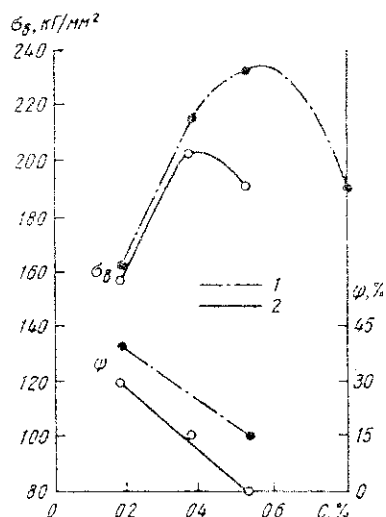


Рис. 5.7. Вплив вмісту вуглецю на властивості сталі типу ХГР після ВТМО та звичайного гарту (заклучний відпуск при 200°С, 1 г): 1 – ВТМО; 2 – звичайний гарт.

Як вказує Р.П.Ентін, вплив вуглецю, крім того, виявляється, мабуть, в закріпленні структури дислокації зміцненого аустеніту а також в зміні структури дислокації аустеніту в процесі найпластичнішої деформації при термомеханічній обробці (збільшення щільності дислокацій і зміна характеру їх розподілу). Л.М.Утевський і Ф.Р.Хашимов прямими методами показали що введення вуглецю різко підвищує щільність дислокацій в сталі, підданою ТМО.

### 5.5.Механічні властивості різних сталей після ВТМО

Як вже вказувалося, ВТМО набула найбільш широкого поширення в нашій країні. За кордоном, зокрема в США, домінуюче положення займала НТМО (або, по американській термінології «аусформинг»), і робіт по ВТМО до недавнього часу було мало. Проте останнім часом в США також почали займатися ВТМО масових сортів сталі.

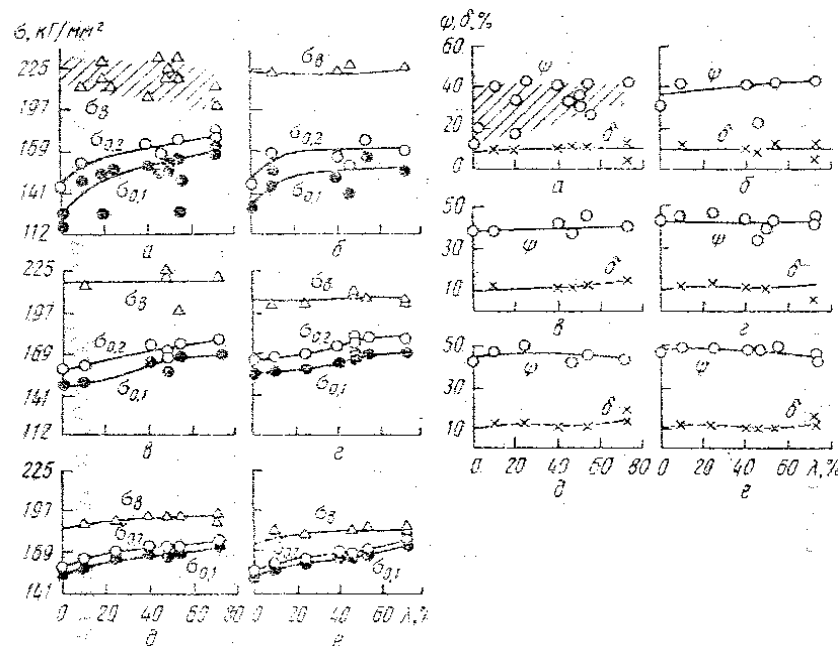


Рис. 5.8. властивості сталі типу 4340 і залежності від ступеню деформації при 813° С і різноманітних температурах відпускання. Тривалість відпускання 1 год: а – після загартування; б – відпуск при 95° С ; в - відпуск при 150° С ; г - відпуск при 205° С ; д - відпуск при 260° С ; е - відпуск при 315° С.

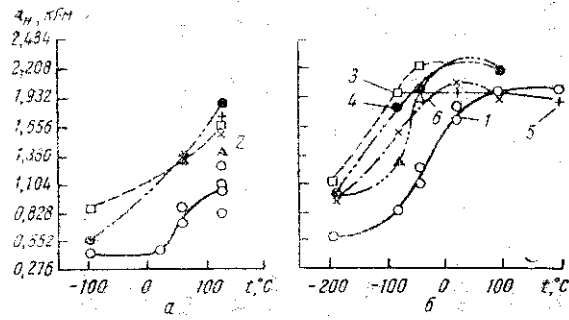


Рис. 5.9. Ударна в'язкість сталі 4340: а – після загартування; б – після відпускання при 230° С, 1 год; 1 – звичайна термічна обробка; 2 – б – після деформування при 845° С зі ступенем зтиснення 10 (2), 25 (3), 40 (4), 46 (5), 54% (6).

### 5.6.Машинобудівні сталі

У лабораторіях United States Steel Грейндж з сотр. досліджували ефективність вживання ВТМО на сталях наступного складу:

А	0,26 % С	0,52 % Ni	1,32 % Cr	1,0 % Мо	0,35 % V
Б	0,57 % С	1,16 % Ni	1,07 % Cr	0,26 % Мо	-
В	0,87 % С	4,95 % Ni	2,07 % Mn	-	-
Г	0,41 % С	1,90 % Ni	0,82 % Cr	0,28 Mn%	-
Д	0,25 % С	0,59 % Ni	0,73 % Cr	0,27 % V	-

За винятком сталі марки В, всі вивчені плавки є промисловими нізколегованими сталями масового виробництва, але декілька видозмінені, з ясно вираженою тенденцією до підвищення в них вуглецю (ВТМО дозволяє підвищити запас пластичності і, звідси крихку міцність сталей з підвищеним вмістом вуглецю).

Навіть на малоуглеродистій (0,25%с; і малолегированной сталі Д удатися в результаті ВТМО при 950°с з обжиманням 50% (плющення в гладких валяннях) набути після низького відпуску на 15—20 кг/мм<sup>2</sup> вищих значень межі міцності (210 кг/мм<sup>2</sup>) і межі текучості (170 кг/мм<sup>2</sup>) чим після звичайної термічної обробки, при рівній пластичності (подовження 10%).

Роботи Кула з сотр., виконані на сталі 4340 (0,39% З; 1,75% Ni; 0,8% Сг; 0,23% Мо) відкритої виплавки, показали, що в результаті ВТМО може бути досягнуте помітне зміцнення (збільшення межі текучості на 25%), а головне, істотно підвищені пластичність і в'язкість у високоміцному достатку (рис.5.8.). Поряд з цим досягається зниження температури крихкості (рис.

5.9.) і зменшення схильності до відпускнуї крихкості (рис. 5.10.). Співвідношення значень міцності, пластичності і в'язкості на подовжніх і поперечних зразках після ВТМО таке ж, як і після звичайної термічної обробки. Ударна в'язкість після ВТМО особливо значно зростає при низькотемпературних випробуваннях, в зоні порогу крихкості.

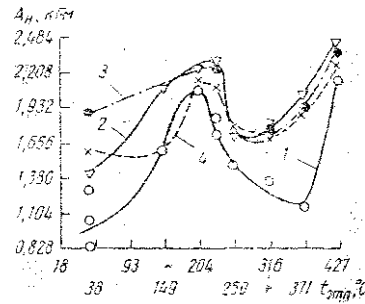


Рис. 5.10. Залежність ударної в'язкості сталі типу 4340 від температури відпускання. Деформування при 845° С , загартування в олії, відпуск 1 год: 1 – без деформування; 2 – 4 - деформування при 845° С зі ступенем зтиснення 10 (2), 40 (3), 54% (4).