

Розділ 4. НИЗЬКОТЕМПЕРАТУРНА ОБРОБКА ТЕРМОМЕХАНІЧНОЇ СТАЛІ

4.1. Загальні положення

Низькотемпературна термомеханічна обробка (НТМО), як і інші схеми термомеханічного зміцнення розвинулась на основі давно відомого і широко вживаного в практиці процесу термічної обробки — в даному випадку ступінчастого гарту. Цей метод термічної обробки сталі був запропонований Д. К. Черновим ще в 1885 р. і полягає в нагріві вище температури A_{c3} охолодженні із швидкістю вище верхньої критичної до температурного району високої стійкості аустеніту, що переохолоджував, витримці при цій температурі і гарті. Використання цього способу гарту дозволяє майже повністю усунути викривлення виробів і забезпечує набуття високих механічних властивостей що перевищують у ряді випадків - властивості сталі після поліпшення. Так, сталь 30ХГС після ступінчастого загартування має $\sigma_B = 180 - 190 \text{ кг/мм}^2$; $\delta = 12 \%$; $\psi = 40 \%$; $\alpha_H = 8 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$.

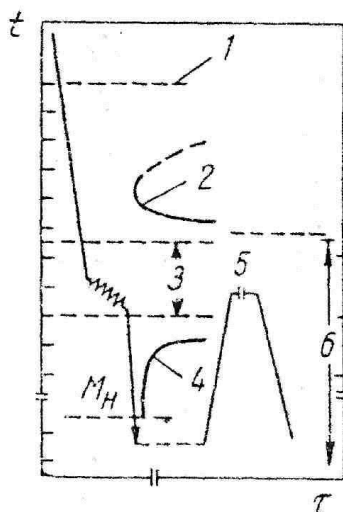


Рис. 4.1. Схема НТМО: 1 – температура аустенізації; 2 і 4 – початок перетворення; 3 – область деформування; 5 – відпускання.

Перше повідомлення про вживання НТМО відноситься, мабуть, до 1954 р. Американські вчені Липі і Ван Цайлен виявили, що якщо при ступінчастому гарті продеформувати аустеніт, що переохолоджувався, в процесі ізотермічної витримки, то після остаточного охолодження міцність сталі виявляється на 33% вище, чим після звичайних режимів термічної обробки. Так, на сталі з 0,35% С; 1,5% Cr і 4,5% Ni межа міцності збільшилася з 209 до 280 кг/мм^2 . Чудовою є та обставина, що характеристики пластичності при цьому також зросли.

Таким чином, схема НТМО, вперше сформульована авторами, полягає в деформації аустеніту, що переохолоджувався, в області його високої стійкості і подальшому гарті (рис. 4.1.). Сенс переохолодження аустеніту

полягає в тому щоб вести деформацію нижче температури його рекристалізації (на відміну від розробленої декілька пізніше за високотемпературну термомеханічну обробку). Останнє уточнення важливе в тому сенсі що в разі високолегованої сталі аустеніт може бути досить стійкий проти розпаду (або виділення надлишкової фази) і при температурах вище за поріг рекристалізації.

За останні 10—12 років у вітчизняній і зарубіжній літературі опубліковано багато робіт, що стосуються НТМО. Настільки високий інтерес дослідників до нового способу зміцнення пояснюється виключно високим комплексом механічних властивостей, що набувають сталі при вживанні цієї обробки.

4.2. Параметри низькотемпературної термомеханічної обробки

З приведеної на рис. 4.1. схеми НТМО видно, що процес цей досить складний (багатостадійний). Передбачається нагрів до аустенітного достатку, витримка при цій температурі, охолодження до ізотерми, відповідної максимальної стійкості аустеніту, витримка на цій ізотермі, деформація охолодження і завершальний відпускання. Відповідно велике і число чинників, які можуть робити вплив на остаточні властивості сталі, підданою НТМО. Дакворс ізі співробітниками вказують, що на результати, що отримуються при НТМО, можуть впливати, принаймні, десять чинників:

- 1) хімічний склад сталі;
- 2) температура аустенізації;
- 3) продовжителюність витримки при температурі аустенізації;
- 4) швидкість охолодження до температури деформації;
- 5) температура деформації;
- 6) продовжителюність витримки при температурі деформації;
- 7) ступінь деформації;
- 8) швидкість деформації;
- 9) шкоруість охолодження до кімнатної температури;
- 10) режим завершального відпускання.

Додамо, що, крім того, істотне значення при НТМО можуть мати спосіб (схема і дріб) деформації, вид наступного за деформацією перетворення аустеніту (мартенситне, бейнітне, перлітове) і деякі інші чинники, які розглядять нижче.

Ясно що значення перерахованих чинників різне. Найменш важливою з них є, наприклад, швидкість охолодження до температури деформації. Очевидно, що охолодження має бути достатнє інтенсивним, щоб запобігти розпаду аустеніту в перлітовій області, і (при дотриманні цієї умови) варіювати швидкість охолодження не має сенсу; ці міркування безперечні.

Інші чинники, наприклад температура і ступінь деформації, режим остаточного відпускання, значно впливають на властивості сталі, підданою

НТМО. Відповідно вивченню впливу цих параметрів процесу на остаточні властивості сталі приділяється підвищена увага.

Порівняльний аналіз результатів, отриманих різними дослідниками, утруднений, оскільки в різних роботах застосовувалися різні схеми, швидкості і температури деформації; у широких межах змінювалися інші параметри процесу НТМО. У ряді досліджень не проводився контроль за температурою сталі в аустенітним достатку в процесі деформації; в той же час, на думку інших, дослідників, зміни температури при деформації аустеніту значно і помітно впливають на рівень отримуваних при НТМО властивостей.

Проте накопичений обширний експериментальний матеріал по НТМО дозволяє все ж зробити деякі узагальнення щодо впливу різних чинників (більшість з яких перерахована вище) на механічні властивості сталі після НТМО.

4.3. Хімічний склад сталі

Кажучи про хімічний склад сталі, НТМО, що піддається, необхідно, мабуть, розділяти вплив вуглецю і вплив останніх легуючих елементів. На одностайну думку дослідників, що працюють в області НТМО, деформацію аустеніту, що переохолоджував, слід закінчувати раніше чим почнеться бейнітне перетворення. Поява при деформації аустеніту продуктів цього перетворення приводить, на думку більшості авторів, до різкого погіршення властивостей сталі (виняток становлять роботи З. М. Баранова, які розглядають). Таким чином, роль легуючих елементів в сталях НТМО, що піддаються, зводиться до збільшення стійкості аустеніту, що переохолоджував. З'ясувати вплив легування на механічні властивості почали при НТМО, проведеною без утворення немартенситних продуктів розпаду, не представляється можливим через відсутність досліджень направлених безпосередньо на вивчення цього питання.

Крім того, завершальною операцією при НТМО зазвичай є низький відпускання, а, як відомо, на першу стадію відпускання легуючі елементи практично не роблять впливу. Лише у деяких конкретних випадках можна більш менш ясно обговорювати вплив легування на зміну механічних властивостей почали при НТМО з високим завершальним відпусканням, наприклад при НТМО сталей з вторинним твердненням при відпускання р.

При виборі системи легування з метою забезпечення достатньої стійкості аустеніту необхідно враховувати вплив деформації на положення ліній на діаграмах ізотермічного розпаду.

На зміну кінетики перетворень аустеніту при деформації вказують результати ряду робіт Р. І. Ентін зі співр., що детально дослідили це питання, встановили що найбільш сильне прискорення розпаду аустеніту під впливом напруги відбувається при температурах нижньої частини проміжної області.

Вплив напруги (і деформації) на кінетику ізотермічного розпаду аустеніту показаний на рис. 26—28. Видно що розпад аустеніту різко інтенсифікується

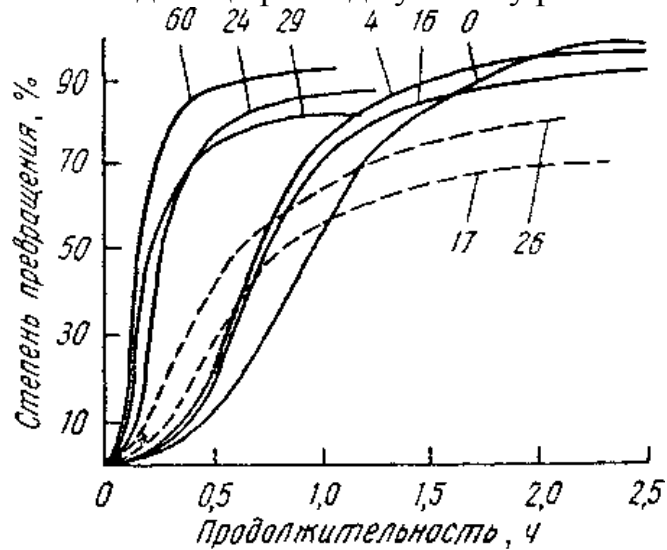


Рис. 4.2. Вплив напруги на кінетику перетворення аустеніту сталі 40XN50C при 300° С. Цифри в кривих – напруги, кг/мм².

під дією напруги (або деформації) Навіть додаток напруги, що не перевершує межі текучості ($\sigma_T = 15 - 20$ кг/мм² при 525° С і 25—30 кг/мм² при 300° С), приводить до деякого прискорення перетворення при 300° С. Однак перетворення особливо сильно прискорювалося при напрузі, що перевершує межу текучості при цій температурі. У деяких дослідах напруга знімала через 3 – 5 хв. після навантаження. При цьому протягом деякого часу після зняття напруги перетворення аустеніту відбувалося прискорено, а потім сповільнювалося (пунктирні криві на рис. 4.2.). Час, необхідний для досягнення певного ступеня перетворення при 300° С, залежно від прикладеної напруги вказано в таблиці. При 525° С інкубаційний період перетворення аустеніту при додатку напруги 30 кг/мм² також сильно скорочується (з 3 ч до 30 мін).

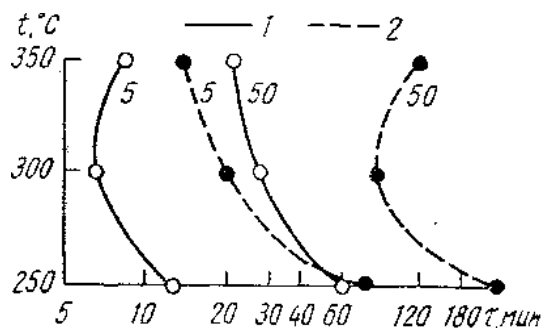


Рис. 4.3. Вплив напруг на діаграму ізотермічного перетворення аустеніту сталі 8X4: 1 – під впливом напруг; 2 – без впливу напруг. Цифри в кривих – ступінь перетворення, %.

У роботі, виконаною Е. Д. Гидоном зі співр., виявлено також помітне підвищення мартенситної точки в результаті НТМО.

Зменшення під впливом деформації інкубаційного періоду, передування розпаду аустеніту (залежне до того ж від ступеня деформації, див. рис. 4.2.— 4.6.) слід враховувати при виборі марки сталі, НТМО, що піддається, і режиму цієї обробки. Питання ж про вплив так званого «мартенсита деформації», який може утворюватися при деформації аустеніту в надмартенситної області, на властивості сталі при НТМО потребує докладного дослідження.

Табл 4.1. Вплив прикладеної напруги на швидкість перетворення аустеніту сталі 40ХН5С при 300° С.

Напруга кг/мм ²	Час, хв, що необхідний для досягнення ступеня перетворення, %	
	15	50
0	31	58
4	25	42
16	25	43
26	9	15
29	6	12
60	5	9

Таким чином, зміцненню шляхом НТМО зазвичай піддають високолеговані сталі, такі, що містять 1—7% Сг; 1—5% Ni; <0,5% V; <2,5% Mo; <2% Si, а також інколи і інші легуючі добавки.

Є, правда, данні про НТМО вуглецевої сталі (У7А, У10А), в результаті якої був отриманий дуже високий комплекс механічних властивостей дроту (σ_b до 300 кг/мм²). Проте результати цієї роботи не доводять можливості проведення НТМО без розпаду аустеніту в сталях з неостаточній його стійкістю, а швидше в якійсь мірі ставлять під сумнів поширену думку про негативний вплив утворення продуктів розпаду на властивості після НТМО.

Певнішу виставу можна скласти про вплив вмісту вуглецю на властивості сталі, підданою НТМО, хоча думки різних дослідників в цьому питанні у ряді випадків не збігаються.

При аналізі впливу вмісту вуглецю необхідно виразно розрізняти два моменти — його вплив на абсолютний рівень властивостей сталі після НТМО і впливу на зміцнюючий ефект НТМО. У останньому випадку досліджується зміна механічних властивостей сталі в порівнянні із

звичайною термічною обробкою причому розгляд питання саме в цьому, другому, аспекті сприяє з'ясуванню причин зміцнення при НТМО.

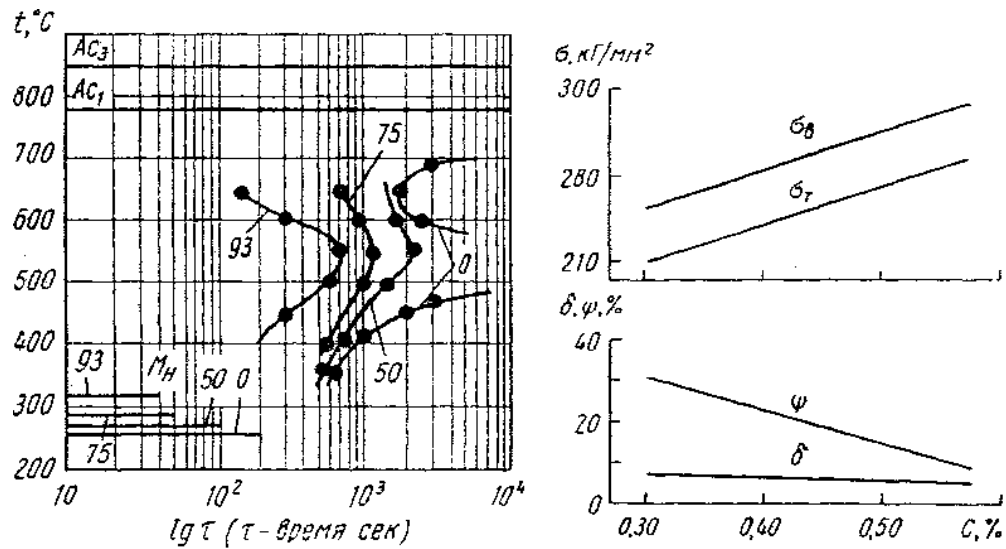


Рис. 4.4 Криві початку ізотермічного та мартенситного перетворення аустеніту (сталь з 0,43% С; 3,08% Cr; 1,10% Ni; 0,90% W; 1,16% Si; 0,64% Mn; 0,38% V).

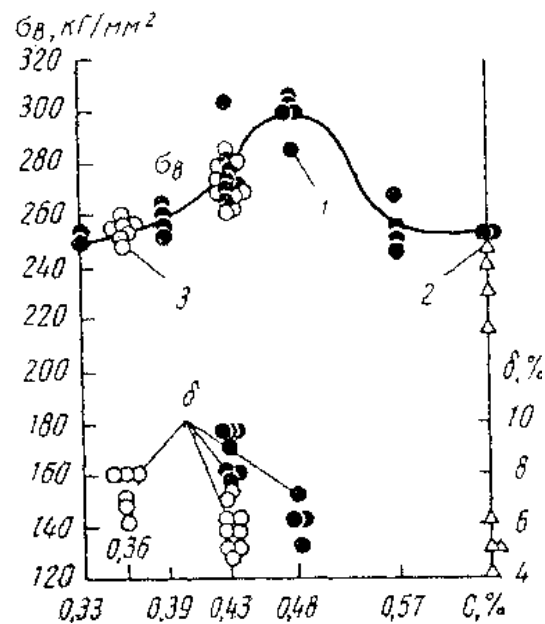


Рис. 4.6. Залежність механічних властивостей сталі з 1% Mn; 1% Si; 1,8% Cr; 2,2% Ni; <1% V, підданю НТМО (90%), від вмісту вуглецю: 1 і 3 — відпускання при 100° С (1 — сталі з 0,5% Мо); 2 — отпуск при 200° С.

Якісно механічні властивості сталі, підданю НТМО, залежать від вмісту вуглецю так само, як при звичайному гарті (рис. 4.5.): характеристики міцності міняються прямо пропорціонально вмісту вуглецю в сталі,

характеристики пластичності — обернено пропорційно. Різке падіння пластичності при збільшенні вмісту вуглецю понад певну межу (0,5—0,6%) викликає перегин кривої міцності (рис. 4.6.) пов'язаний з виникненням полукрихкого і крихкого руйнування. Подібна закономірність характерна і для низковідпущеної сталі після звичайного гарту. У обох випадках для сталей вищої металургійної якості перегин на кривій міцності відповідатиме більшому вмісту вуглецю. Ці міркування, що стосуються абсолютних значень механічних властивостей мабуть, не викликають розбіжностей.

Складніше йде справа при переході до аналізу змін механічних властивостей сталі при НТМО в порівнянні із звичайним гарту. Так, Кула і ін. вважають, що інтенсивність зміцнення сталі при НТМО не залежить від вмісту вуглецю (рис. 4.7).

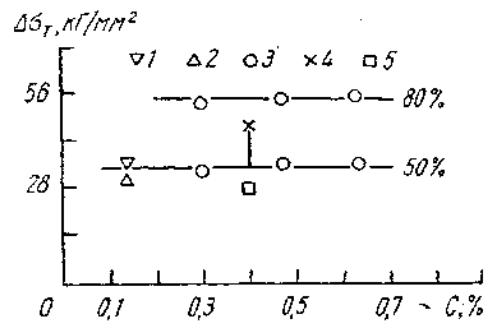


Рис. 4.7. Вплив вмісту вуглецю на приріст межі текучості сталей в результаті НТМО: 1, 2 — сталь 410; 3 — сталь з 3% Сг; 4 — сталь Н-11; 5 — сталь 4340.

Аналогічні результати отримані Шайном і ін. (рис. 4.8.).

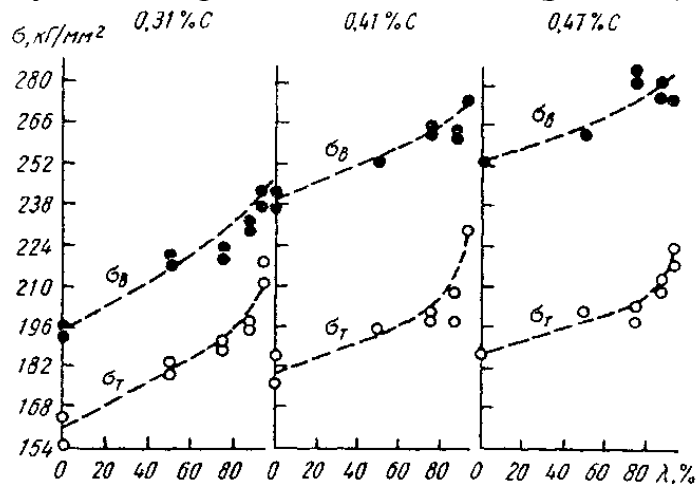


Рис. 4.8. Зміна прочностних характеристик сталі (1% Mn; 1,5% Si; 2,2% Сг; 1 % Ni; 0,3% V; 0,3% Мо) з різним вмістом вуглецю залежно від ступеня деформації при НТМО.

З цих рисунків видно, що зміцнення, що досягається при НТМО, однаково для сталей з різним вмістом вуглецю. Значне збільшене межі

текучості в результаті НТМО (таке ж, як і в разі середньовуглецевої сталі) може бути досягнуте і на сталі, що містить близько 0,1% С.

Угол нахилу ліній що відображає зміну прочностних характеристик із зростанням ступеня деформації аустеніту при НТМО на рис. 4.8., до осі міцності (що також характеризує інтенсивність зміцнення) однаковий для сталей з різним вмістом вуглецю.

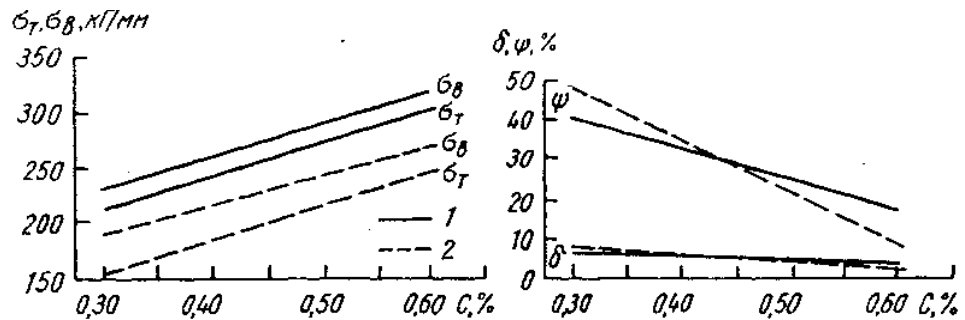


Рис. 4.9. Порівняння механічних властивостей сталей з різним вмістом вуглецю, підданих НТМО з деформацією 90% (1) і звичайній (2) обробці. Температура відпускання 330°C.

Зеккі, Джастассон і Шметц також вказують, що вуглець, що знаходиться в твердому розчині, впливає на механічні властивості сталі, підданою «ауспормінгу», так і на властивості сталі, термічно обробленою звичайним способом (рис. 4.9.). Проте уважніший аналіз їх даних показує що із збільшенням вмісту вуглецю міцність наростає різкіше, а пластичність падає менш інтенсивно в разі НТМО. Результати, отримані Тамура і ін., показали, що твердість мартенситу нізкоуглецевого (0,006% С) сплаву Fe - 30% Ni не змінюється при вживанні НТМО, але при переході до аналогічного сплаву з 0,42% In спостерігається різке зміцнення з підвищенням ступеня деформації.

Автори роботи, що підтвердили результати Тамура і ін., відзначають, що зміцнення мартенситу в малоуглеродістому сплаві залишається все ж пропорційним наклепу аустеніту проте знов залишають без уваги питання про величину коефіцієнта пропорційності цього зміцнення, залежної, мабуть від вмісту вуглецю. Від вмісту вуглецю. Р. І. Ентін зі співр.1 на підставі аналізу багаточисельних експериментальних даних прийшов до виводу про те, що зміцнення, що досягається при НТМО, сталей з різним вмістом вуглецю різно. Коефіцієнт пропорційності між зміцненням аустеніту при НТМО і міцності мартенситу зростає із збільшенням вмісту вуглецю в сталі. Таким чином, що зміцнює вплив вуглецю в разі НТМО виражено яскравіше, ніж в разі звичайного гарту.

Вельми істотну роль при НТМО може грати металургійну якість сталі. Не виключено, що наявність в структурі металу газових міхурів, неметалічних включень і інших забруднень вже в процесі деформації аустеніту приводить до освіти в нім внутрішніх надривів (тріщин). Вплив

чистоти хімічного складу по домішках на механічні властивості після НТМО досліджувався в роботі Р. І. Ентіна, А. П. Бащенко і Я. Б. Гуревіча на сталі 44Х2Н5С. Були виплавлені дві плавки цієї сталі — одна на повітрі із звичайних матеріалів, а інша у вакуумі (залишковий тиск 103 мм рт. ст.) з чистої шихти (плавки практично не розрізнялися по основному хімічному складу). З табл. 4.2. видно що в сталі вакуумної плавки кількість неметалічних включень і газів набагато менша.

Механічні властивості сталі обох плавок після звичайного гарту і НТМО (температура відпускання 200° С) приведені в табл. 4.3. Ці дані показують, що сталь вакуумної плавки як після гарту так і після випробуваних двох варіантів НТМО зберігає велику пластичність, чим сталь, виплавлена на повітрі. Значення прочностних характеристик після НТМО з великим ступенем деформації також виявилися вищими для чистішої сталі.

Очевидно, що в тих випадках, коли НТМО, підвищуючи міцність сталі, призводить одночасно до зниження пластичних властивостей, поліпшення металургійної якості сталі може компенсувати падіння пластичності. Таким чином використовуючи можливість підвищення вмісту вуглецю без зниження пластичності в разі вакуумної виплавки і різкіше, ніж при звичайному гарті, вплив вуглецю на міцність сталі після НТМО, вдасться добитися додаткового збільшення прочностних характеристик.

Табл. 4.2. Вміст газів і неметалічних включень в сталі відкритої (О) і вакуумної (В) виплавки залежно від режиму обробки.

Сталь	Спосіб виплавки	Гази, % (вага)				Неметалічні включення % (вага)			
		Загальна кількість	O ₂	H ₂	N ₂	Загальна кількість	SiO ₂	Al ₂ O ₃	FeO
44X2H5C	В	11,7	0,005	0,0002	0,002	0,0075	0,0013	0,0045	Сліди
	О	5,8	0,001	0,0002	0,002	0,0006	Сліди	Сліди	Сліди
38X2H5C	В	18,4	0,006	0,0007	0,004	0,0177	0,0069	0,0015	0,0002
	О	18,5	0,004	0,000	0,002	0,0073	0,0024	0,0004	0,0001

Табл. 4.3. Механічні властивості сталі 44x2н5с відкритої (о) і вакуумної (в) виплавки залежно від режиму обробки

$\lambda, \%$	Кількість проходів	$\delta, \%$	$\psi, \%$	$\sigma_{0,2} \text{ кг/мм}^2$	$\sigma_a \hat{e} \tilde{A} / \ddot{u}^2$	$S_e \hat{e} \tilde{A} / \ddot{u}^2$
0	-	4/5	44/58	158/151	188/185	332/425
45	2	4/5	49/54	188/184	211/205	352/420
70	5	5/6	49/49	192/208	224/236	380/433

4.4. Температура і ступінь деформації

Питання про вплив температури і ступеня деформації аустеніту при НТМО на механічні властивості сталі не можна, мабуть, розглядувати окремо у зв'язку з чіткою взаємозалежністю цих двох чинників. Як встановили В. І. Саррак і Р. І. Ентін між зміцненням аустеніту і прочністю утвореного з нього мартенсіту при НТМО існує прямий зв'язок (рис. 4.10.). Таким чином, вплив ступеня і температури деформації при НТМО на властивості сталі зводиться, по-существу, до їх впливу на зміцнення аустеніту.

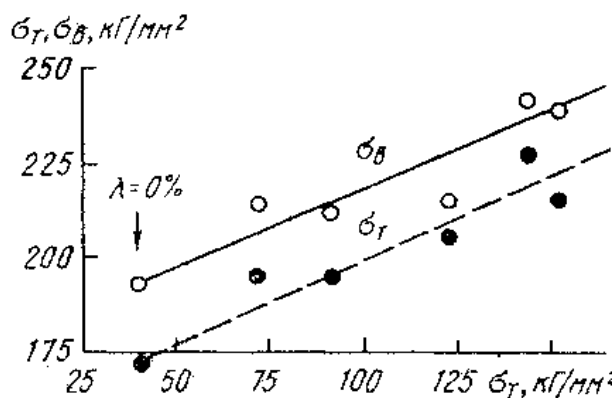


Рис. 4.10. Залежність міцносних властивостей загартованої сталі 45X3N8C від ступеня зміцнення (на абсцисі) аустеніту при 525° C.

Здатність аустеніту зміцнюватися при деформації в сильній мірі залежить від температури. Коефіцієнт зміцнення, як видно з рис. 4.11., різко падає з підвищенням температури деформації. Припущення про те що після деформації при різних температурах виходять різні структурні достатки аустеніту, автори перевіряли таким чином. Зразки деформували при 650° C, а потім деформацію продовжували при 525° C (штрихова лінія на рис. 4.11.). При пониженні температури опір деформації (зміцнення) збільшувався,

проте не досягав значення, що отримується в результаті такого ж ступеня деформації при 525° С. Очевидно, однаковий ступінь деформації при різних температурах приводить до утворення різного структурного достатку аустеніту причому зміцнення його тим вище, чим нижче температура деформації. Для досягнення однакової міцності аустеніту ступінь деформації при вищій температурі має бути більшим.

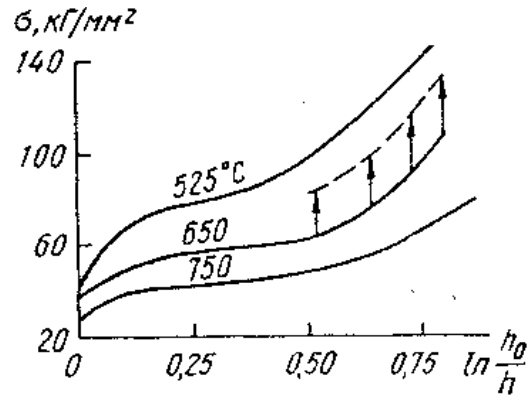


Рис. 4.11. Криві зміцнення метастабільного аустеніту сталі 45ХЗН8С при різних температурах (у дійсних координатах) при випробуванні на стискування.

Дані більшості дослідників свідчать про те, що для досягнення максимального зміцнення сталі при НТМО потрібне вживання великих ($O > 50\%$) ступенів деформації аустеніту, причому температуру деформації слід вибирати можливо нижчою. Вплив ступеня і температури деформації на прочностні властивості сталі з 0,4% З, 5% Сг, 1,3% Мо і 0,5% V показано на рис. 4.12. Коен наводить результати механічних випробувань багатьох марок легованої сталі з 0,3—0,4% З, з яких виходить що при збільшенні ступеня деформації відбувається безперервне зростання межі текучості; їм визначена навіть величина зростання межі текучості сталі на 1 % зменшення товщини заготовки (НТМО плющенням), яка складає $0,7 \pm 0,2$ кг/мм². У деякому протиріччі з більшістю результатів знаходяться дані Джеллотті, Хопкінса і Рейя, а також Дак-ворса і ін., які не отримали зміцнення при деформаціях до 30% (на сталях 4340 і ЕПЗО); лише із збільшенням ступеня деформації зверху 30—40% відбувалося значне зростання міцності.

Як наголошувалося вище, на думку більшості авторів, пониження температури деформації приводить до інтенсивнішого зміцнення сталі при НТМО. На рис. 4.14. показаний вплив температури деформації на механічні властивості сталі.

За даними рис. 4.14. можна прослідити вплив обох параметрів на міцність сталі після НТМО. Видно, що з пониженням температури деформації межі міцності і текучості збільшуються. Прочностні характеристики сталі після невеликої деформації (30%) знаходяться на нижчому рівні і менш чутливі до зміни температури деформації, чим при великих ступенях обжимання.

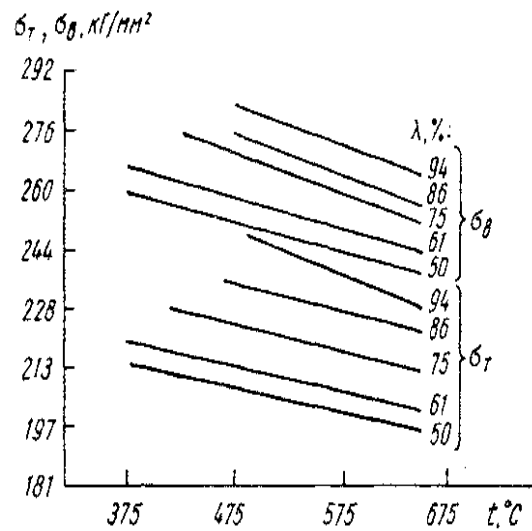


Рис. 4.12. Вплив температури деформування та ступеню деформації на міцність сталі після НТМО.

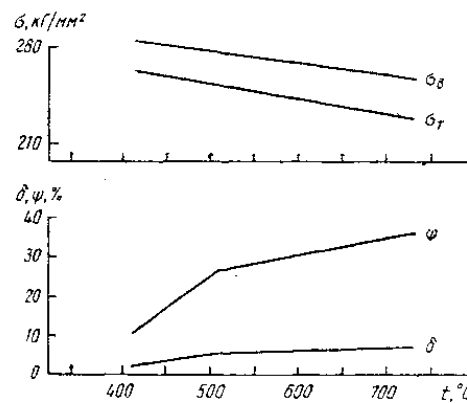


Рис. 4.13. Залежність механічних властивостей сталі з 0,45% С; 3% Сг; 1,5% Ні; 1,5% Сі; 1 % Мп і 0,5% Мо від температури деформування при температурі відпуску 200° С.

Проте в роботах Дакворса і ін. деформація при 600° С привело до здобуття вищої міцності, чем при 450° С. Аналогічне зміна прочностних властивостей відзначає Мейл при пониженні температури деформації від 760 до 540° С.

Встановлені в роботі М. Е. Блантера подібні ефекти при НТМО сталі 40хнма з деформацією екструзією пов'язані з тим, що не було враховано сильне розігрівання сталі при деформації. Тому при пониженні температури деформації від 850 до 550° С і не було виявлено зміну характеристик міцності; при подальшому зниженні температури деформації до 400° С міцність сталі зменшувалася.

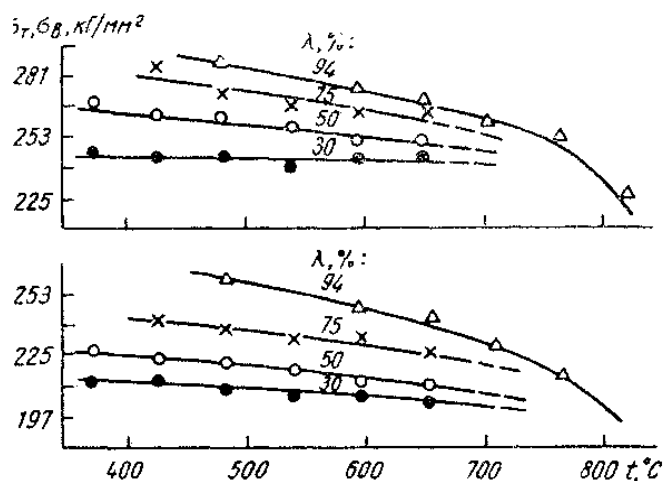


Рис. 4.14. Вплив обжимання і температури деформування на міцнісні властивості сталі Н – 11; відпуск при 510° С.

Таким чином, результати деяких робіт не підтверджують найбільш поширеної думки про те, що підвищення ступеня і зниження температури деформації діють у напрямі підвищення міцності сталі піддаюю НТМО. Проте більшість дослідників, які відзначали аномальну поведінку механічних характеристик сталі при зміні ступеню і температури деформації, спостерігали (або не була виключена така можливість) утворення продуктів розпаду аустеніту або розігрівання металу при деформації. Цей факт дає найбільш вірогідне пояснення відмічених відхилень, на що вказують у ряді випадків самі автори.

Зміна пластичних характеристик сталі при варіюванні двох даних параметрів процесу НТМО носить менш певний характер, чим прочностних. Є відомості, що властивості пластичності знижуються із збільшенням ступеня деформації. Інші роботи, наприклад, доводять екстремальний характер зміни пластичності із ступенем деформації при НТМО. М. Е. Блантер, А. П. Гуляєв, Шметц і ін. приходять до висновку, що при ступені деформації <20—30% пластичність при НТМО різко падає; при підвищенні ступеня обжимання вище цієї величини вона починає зростати. Існує (особливо для низьких температур деформації) критичний ступінь деформації при НТМО лише вище за яку пластичність сталі знаходиться на достатньому рівні (рівна або декілька вище, ніж при звичайній термічній обробці). Як видно з рис. 4.15., з підвищенням температури деформації пластичність сталі збільшується. Факт зростання пластичності при підвищенні температури деформації є мабуть, одним з найтвердіше встановлених.

Таким чином, характер зміни пластичності сталі при НТЛЮ досить складний. При практичному виборі режимів НТМО, коли характеристикам пластичності слід приділяти велику увагу, необхідно враховувати викладені міркування. Чітку закономірність між зміною міцності і пластичності при НТМО встановити не вдається із-за різного характеру їх залежності від

технологічних параметрів процесу (зокрема, від ступеня деформації) тому при визначенні оптимальних режимів обробки необхідне вивчення всього комплексу механічних властивостей.

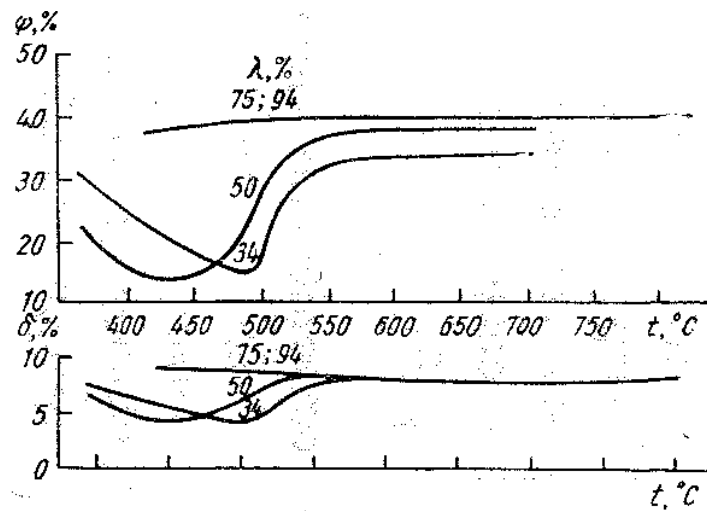


Рис. 4.15. Залежність пластичності сталі типа Н-11 (0,40% З; 5% Сг; 1,30% Мо; 0,5% V) від ступеня деформації і температури деформації при НТМО; відпускання при 51° С.

4.5. Режим відпускання

На думку багатьох дослідників, сталь після НТМО слід піддавати відпусканню так само, як і після звичайного гарту. Оптимальною температурою відпускання в деяких роботах вважають 100—200° С, в інших — 300—350° С. Одні автори вважають, що вплив процесу відпускання на властивості сталі, підданою НТМО, аналогічно його впливу при звичайній термічній обробці, інші знаходять істотні відзнаки.

Вплив легуючих елементів на процес відпускання при НТМО виявляється виразніше в разі підвищених його температур. Мабуть, саме відмінності в легуванні сталей, досліджуваних різними авторами, і служать основною причиною відмічених розбіжностей, особливо при відмінностях в температурах відпускання.

Р. І. Ентін г, наприклад, вважає, що процеси відпускання після НТМО протікають декілька повільніше, ніж після звичайного гарту, але зміцнюючий ефект НТМО в основному зберігається все ж лише до 350—400° С.

Зекки і ін., що вивчали сталь з 3% Сг, встановили що рівномірне подовження і межа текучості після НТМО залишаються незмінними в широкому діапазоні температур відпускання (до 400° С). Проте аналіз їх даних (мал. 40) показує, що межа міцності все ж помітно знижується (а відносно звуження зростає) вже при 200° С.

У роботах інших дослідників наголошується, що прочностні характеристики хромоникелькремністих сталей після НТМО з підвищенням температури відпускання змінюються якісно так само, як і після звичайного гарту проте ефект зміцнення в деякій мірі може зберегтися при відпусканні до 500°C . При високих температурах відпускання разупрочнення після НТМО інколи протікає швидше, ніж після звичайного гарту. Автори вважають що температура повного зняття ефекту НТМО при відпусканні пов'язана з температурою деформації аустеніту і перевищує її на $100\text{—}150^{\circ}\text{C}$. Упрочнюючий ефект НТМО може бути значною мірою збережений до температур відпускання 500°C і вище, якщо сталь легована ванадієм, вольфрамом, молібденом, тобто елементами що затримують розпад мартенсіту і що викликають явища «вторичного твердження» при відпусканні (за рахунок виділення дисперсних спеціальних карбідів)

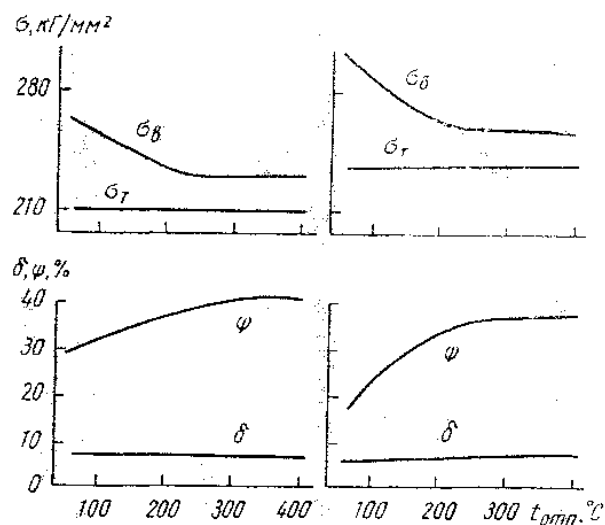


Рис. 4.16. Вплив температури відпускання після НТМО на механічні властивості сталей з 0,30% (зліва) і 0,45% С (зправа)

Останні елементи 3% Сг; 1,5% Ні; 1,5% Сі; 1% Мн; 0,5% МоКремній в кількостях до 1,2—1,5%, також сильно затримуючий розпад мартенсіту, дозволяє підвищити температуру відпускання до 350°C без значного разупрочнення. Зекки і Джастассон при переході від сталі з 15% Сі до сталі з 3% Сі виявили неочікуваний ефект — різке підвищення меж міцності і текучості в інтервалі $320\text{—}450^{\circ}\text{C}$, причину виникнення якого не пояснюють. Автори стверджують, що механічні властивості високолегованих сталей практично не змінюються при низьких і середніх температурах відпускання; температура початку різкого разупрочнення при відпусканні, наприклад для сталей Н-11, підданих НТМО, на 65°C вище, ніж після звичайного гарту. Зміна механічних властивостей сталі Н-11 при відпусканні після звичайного гарту і після НТМО показано на рис. 4.17.

Е. Д. Гидон зі співр. досліджували вплив відпускання після НТМО і звичайного гарту на механічні властивості сталі десяти марок, що містять різні легуючі добавки.

Хімічний склад досліджених плавок приведений в таблиці. 10, показана зміна кількості залишкового аустеніту, твердості, міцності, пластичності і в'язкості сталей при відпусканні.

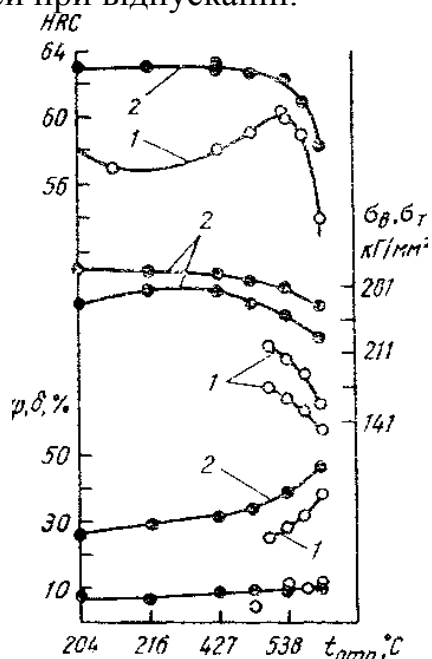


Рис. 4.17. Вплив відпускання на механічні властивості сталі Н-11 після звичайного гарту (1) і НТМО (2); температура деформації 450° С, С = 90%.

Видно, що збільшення вмісту ванадію з 0,14 до 0,37% (плавки I і II) не зробило істотного впливу на властивості сталі при підвищенні температури відпускання до 350° С.

Табл. 4.4. Хімічний склад (%) сталей досліджених в роботі

номер плавки	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V
I	0,42	0,38	0,46	1,5	3,37	0,45	0,14
II	0,45	0,42	0,55	1,54	3,47	0,45	0,37
III	0,44	1,24	0,44	1,55	4,15	0,37	-
IV	0,44	1,22	0,52	1,49	3,5	0,41	0,23
V	0,41	1,37	0,54	3,02	1,26	0,44	0,13
VI	0,43	1,17	1,02	3,14	1,33	0,45	0,11
VII	0,44	1,25	1,18	3,1	1,32	0,45	0,36
VIII	0,42	1,13	0,68	3,01	1,28	0,39	0,14
IX	0,43	0,38	0,46	5,26	1,30	0,45	0,08
X	0,39	0,14	0,56	4,95	0,32	1,23	0,53

Добавка кремнію (плавка III) навіть за відсутності ванадію дозволяє підвищити стійкість сталі проти відпускання при температурах до 350° С.

Додаткове легування ванадієм (плавка IV) дозволило трохи збільшити стійкість проти разупрочнення при відпускання до 500° С. Сталі з підвищеним вмістом хрому (плавки V—vii) мають вищий рівень міцності в порівнянні із згаданими плавками, але починають інтенсивно разупрочняться приблизно при тих же температурах відпускання.

Сталь плавки VIII, додатково легована вольфрамом після відпускання при 350° С зберігає межу міцності 260 кг/мм², а при 500° С — 245 кг/мм². Збільшення вмісту хрому (плавка IX) і молібдену (плавка X) також підвищує стійкість сталі проти відпускання. Сталі останніх трьох плавок після НТМО і відпускання при температурі 500° С зберігають значною мірою ефект зміцнення і мають межу міцності 240—255 кг/мм² при відносному подовженні 10 - 13% і відносному звуженні 30 - 35%.

4.6. Інші параметри НТМО

Вплив останніх чинників на властивості сталі після НТМО досліджено в меншій ступені, оскільки воно виражене значно слабкіше, ніж вплив основних параметрів процесу, що розглянули вище.

Тривалість витримки аустеніту, що переохолоджував, на ізотермі після деформації (тривалість витримки до деформації повинна визначатися лише вирівнюванням температури по перетину заготовки) практично не впливає на властивості сталі, якщо при цьому не відбувається розпаду аустеніту. За даними Шметца і ін. на властивості сталі Н-11 не впливає навіть 20-ти годинна витримка (і до, і після деформації). Інколи наголошується слабкий позитивний вплив (головним чином на пластичність) збільшення тривалості післядеформаційної витримки, зв'язаний, мабуть з протіканням полігонізаційних процесів в деформованому аустеніті.

Температура аустенізації також слабо впливає на властивості сталі, НТМО, що піддається. При підвищенні температури аустенізації від 1050 до 1300° С властивості міцності і пластичності практично не змінюються. Зекки і ін. підтвердили цей вивід на сталі з 0,3% С (рис. 4.18.) для інтервалу температур від 900 до 1150° С (відповідна зміна величини зерна аустеніту — від 0 до 6 за шкалою ASTM). Правда, на рис. 4.18 можна відмітити слабку тенденцію до збільшення механічних властивостей при пониженні температури аустенізації. Автори вважають, що сильне зниження цієї температури до значень, близьких до критичної точки, може декілька збільшити міцність почали при НТМО.

Отримані суперечливі дані про залежність міцності сталі від швидкості деформації при НТМО. У ряді робіт було виявлено збільшення міцності (без зниження пластичності) при зростанні швидкості деформації. Інші дослідники рекомендують для здобуття більш високо указанного комплексу властивостей застосовувати невеликі швидкості деформації, зокрема це відноситься до пресування (екструзії).

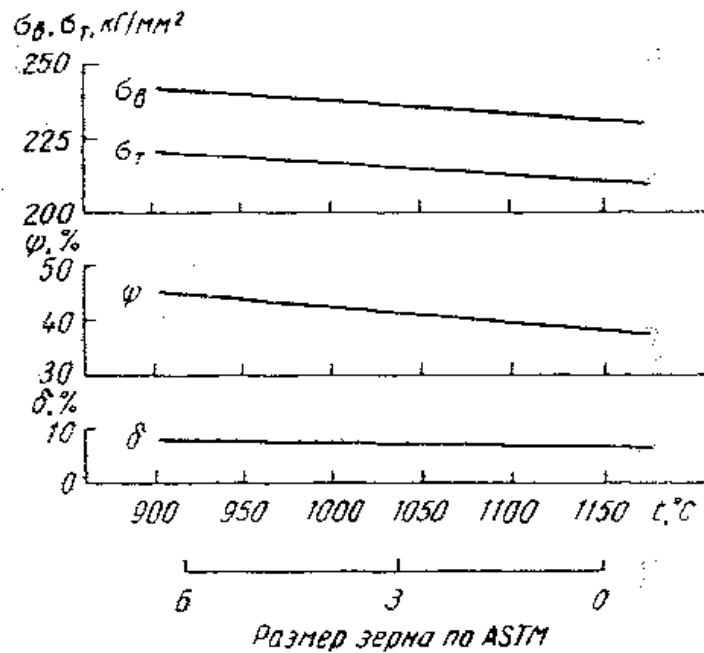


Рис. 4.18. Механічні властивості сталі після НТМО залежно від температури аустенізації.

Мабуть, зменшення міцності при збільшенні швидкості деформації, що спостерігалось в останніх роботах пов'язано з інтенсивним підвищенням температури металу в процесі деформації. В той же час збільшення швидкості деформації має чисто технологічний сенс, оскільки може дозволити, мабуть, застосовувати НТМО для сталей з невеликою стійкістю аустеніту. Це відноситься принаймні до вибухової (або імпульсної) деформації, що забезпечує, не дивлячись на інтенсивне розігрівання металу, здобуття досить високого комплексу механічних властивостей.

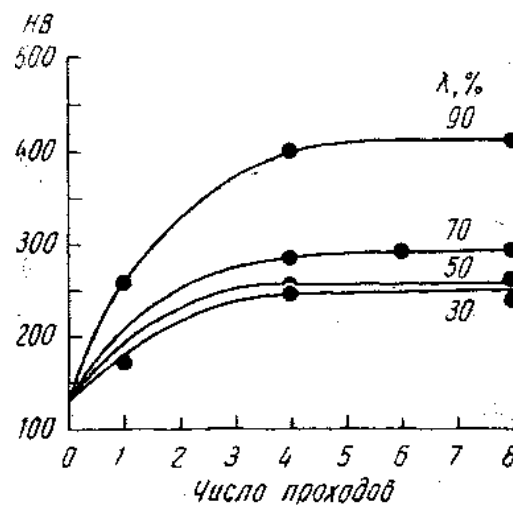


Рис. 4.19. Залежність твердості переохолодженого аустеніту хромонікель-кремнемолібденової сталі від числа проходів при різному ступені обжимання (цифри в кривих).

Дріб деформації при НТМО, на думку багатьох авторів, сприятливо позначається на властивостях сталі, визначаючи високу стабільність отримуваних результатів.

Більшість дослідників вважають що вживання дробової деформації не викликає зміни в зміцненні аустеніту в порівнянні з деформацією за один прохід (при однаковому сумарному ступені обжимання). У роботі Н. І. Корнеєва і др., проте, встановлено, що, окрім очевидних технологічних переваг які привносить дробова деформація (що дозволяє зменшити тиск плющенню в кожному проході і значною мірою оберігти метал від розігрівання), такою спосіб дає можливість забезпечити інтенсивніше зміцнення аустеніту. Як видно з рис.4.19., твердість аустеніту після дробової деформації значно вища чим при плющенні за один прохід (при однаковому сумарному обжиманні).

Вплив швидкості охолодження після деформації на властивості сталі при НТМО може виявитися, очевидно, лише в тому випадку, якщо при недостатньо інтенсивному охолодженні утворюються немартенситні продукти розпаду аустеніту, як це спостерігали Дакворс і ін. на сталі.

Необхідно відзначити, що прагнення уникати розпаду аустеніту при деформації, а також розігрівання металу при НТМО обгрунтовано, мабуть, лише тоді, коли відсутній суворий контроль за цими процесами. С. М. Баранов, наприклад, прийшов до висновку що утворення продуктів розпаду аустеніту, що переохолоджував, в процесі пластичної деформації при суворому дотриманні ізотермічних умов (схема 2 на рис. 4.20.) не приводить до негативних результатів. Він встановив, що при такій обробці виникає своєрідна мікронеоднородная структура, що складається з суміші троостосорбіта або троостіта і тонкодисперсного мартенсіту, збагаченого вуглецем. Така структура при порівняно невисокій твердості володіє

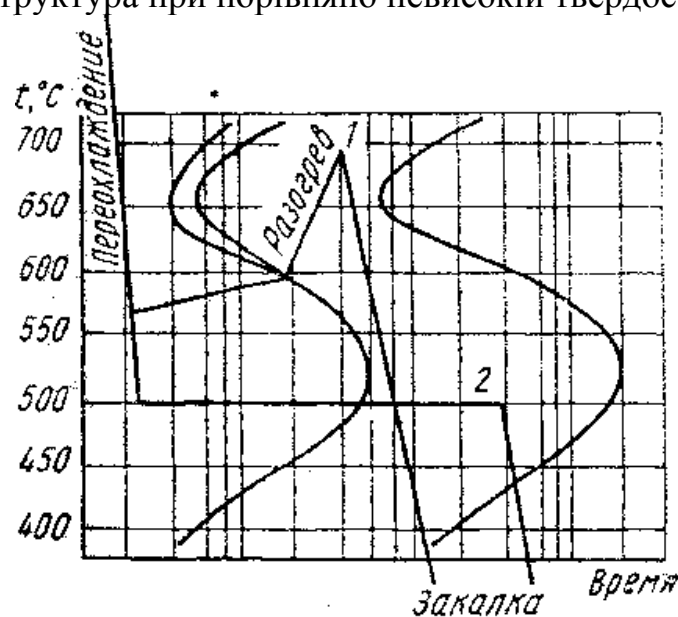


Рис.4.20. Можливі схеми зміни температури при НТМО, досліджені в роботі.

великою міцністю і пружністю. На сталі 40ХС, наприклад, набуто значення межі міцності 240 кг/мм^2 , тоді як звичайна термічна обробка на таку ж твердість дає лише 155 кг/мм^2 . При обробці за схемою 1 виникнення структурне вільного фериту приводить до погіршення механічних властивостей

В роботі М. Х. Шоршорова і ін. показано, що розігрівання аустеніту (вірніше, полігонізаційний нагрівач, який автори спеціально проводили після деформації) може привести до деякого підвищення міцності при одночасному збільшенні пластичності в порівнянні з НТМО без такого нагріву.

Встановлене деякими дослідниками позитивний вплив підвищення температури деформації, а також збільшення послідедеформаційної витримки при НТМО на механічні властивості сталі свідчить про необхідність докладного вивчення питань, пов'язаних з процесами повернення, полігонізації і, можливо частковій рекристалізації в її самій початковій стадії після деформації при НТМО.

Вивчення повернення (полігонізації) в процесі НТМО тим більш важливе, що при підході до температурних інтервалів протікання цих процесів з боку низьких температур можна краще регулювати, чим, наприклад, при ВТМО.

Не виключено, що спостережуване в більшості випадків деяке зниження пластичності сталі при НТМО в порівнянні із звичайним гартом пояснюється виключно високою напруженістю структури, що виникає при сильній деформації аустеніту. Процеси ж що протікають при поверненні і на початкових стадіях рекристалізації аустеніту, не викликаючи помітного зниження зміцнюючого ефекту, можуть привести до істотного поліпшення пластичних властивостей сталі завдяки зниженню рівня напруги і сприятливому їх перерозподілу. При однаковому ступені зміцнення аустеніту, що досягається при деформації з різним обжиманням при різних температурах, пластичність (при рівній міцності) буде вища в структури, яка отримана деформацією аустеніту при вищій температурі. Таке припущення, висловлене Р. І. Ентгшм засновано, мабуть, саме на приведених вище міркуваннях.

Для вирішення питання про практичне вживання НТМО при виробництві певних виробів (або напівфабрикатів) необхідне вивчення і інших (окрім прочностних і пластичних характеристик при статичному розтягуванні) властивостей сталей, що визначають у кожному конкретному випадку експлуатаційну стійкість деталей. Так, для виробів, що працюють при динамічних і змінних (знакозмінних) навантаженнях, вирішальне значення мають втомні і ударні характеристики матеріалу, для інструментальних сталей — твердість, зносостійкість і красностойкість. Дослідженню впливу НТМО на цих і інші не менш важливі для практики характеристики сталей (наприклад, опір крихкому руйнуванню, температура переходу від в'язкого руйнування до крихкого, схильність до відпускання)

крихкості, анізотропія механічних властивостей і т. п.) присвячена ще недостаточное кількість робіт.

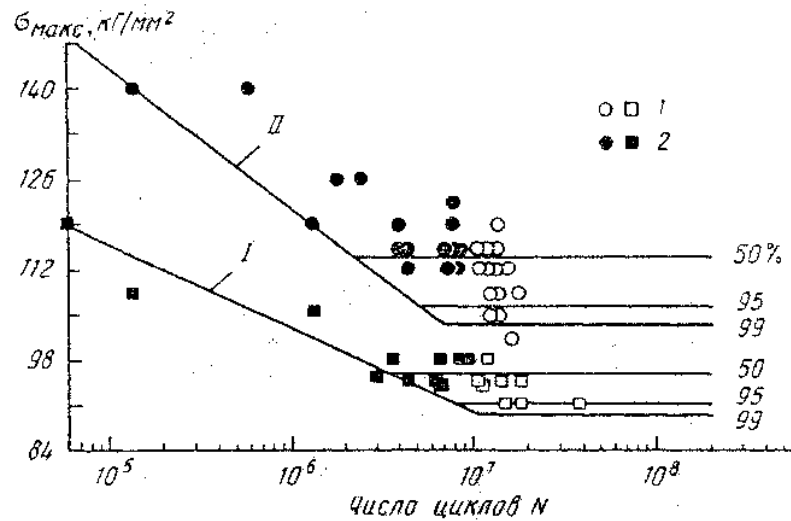


Рис. 4.21. Характеристика сталі.

Борік і ін. відзначають, що підвищення статичної міцності конструкційних сталей зазвичай приводить до погіршення опору втоми. Відношення межі витривалості до межі міцності залежить від рівня останнього і для сталей з межею міцності вище 125 кг/мм^2 знижується з 0,5 до 0,3. Це пояснюється тим, що при звичайній термічній обробці підвищення міцності сталі найчастішими пов'язано із зменшенням пластичності. НТМО, яка на думку авторів роботи (і багатьох інших дослідників, як наголошувалося вище) забезпечує істотне зміцнення без помітної зміни пластичності приводить до збільшення втомних характеристик сталі (рис. 4.21.). Як видно з рис. 4.21., межа витривалості в результаті вживання НТМО збільшується на 20—25%; в області обмеженої витривалості термін служби зразків збільшується щонайменше на лад (приблизно така ж зміна втомних характеристик сталі в результаті зміни НТМО наголошується і в інших роботах. Відношення межі витривалості до межі міцності зберігається на незвично високому для такої міцності ($250\text{—}260 \text{ кг/мм}^2$) рівні: 0,41 — 0,45.

На рис. 4.22. показано співвідношення між межею витривалості і межею міцності залежно від рівня міцності сталі. У заштриховану область потрапили значення указанного відношення для звичайних сталей, підданих гарту і відпускання. Видно, що найвищий коефіцієнт пропорційності ($\approx 0,6$) відповідає низькій міцності ($80\text{—}100 \text{ кг/мм}^2$). Істотного підвищення втомної міцності не вдається добитися при підвищенні статичній міцності, оскільки при цьому різко падає коефіцієнт. Таким чином, межа витривалості всіх цих сталей складає $40\text{—}75 \text{ кг/мм}^2$.

Розроблена пізніше сталь Н-11 випадає із спільної групи сталей, відомості про яких зібрані авторами, і відрізняється високим опором втоми. Але найцікавішим і дуже важливішим для практики є той факт що вживання НТМО дозволило збільшити статичну міцність приблизно на 60 кг/мм . На

думку авторів, висока втомна міцність сталі Н11 після НТМО обумовлена в основному великою величиною критичного розміру тріщини що приводить до збільшення енергії, необхідної для поширення тріщини руйнування. Треба відзначити, що досягнуте в цій роботі в результаті вживання НТМО значення межі витривалості на базі випробування 107 циклів — 117 кг/мм^2 — рекордне в світовій практиці.

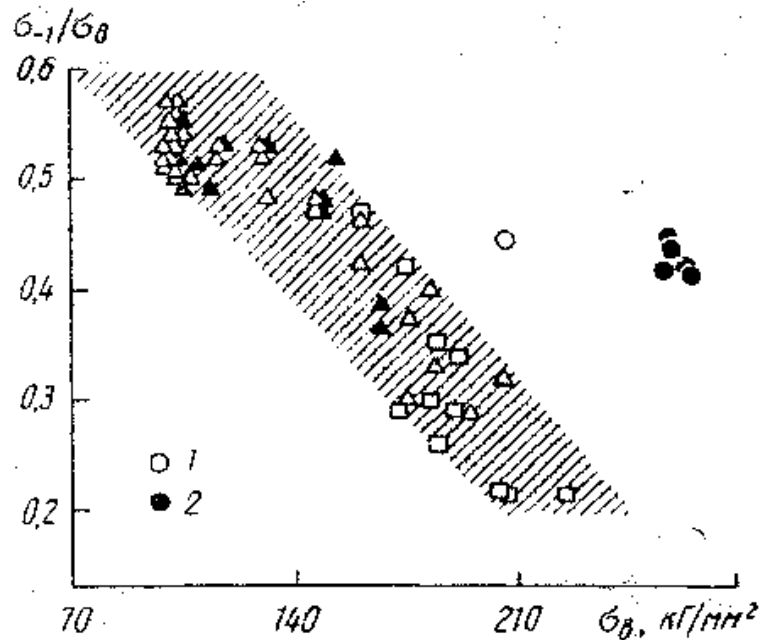


Рис. 4.22. Залежність відношення межі витривалості до межі міцності при розтягуванні. Для різних конструкційних сталей (трикутники і квадрати) від межі міцності: 1 — сталь Н-11 після гарту і відпускання, 2 — та ж сталь після НТМО.

Дані про вплив НТМО на ударну в'язкість вельми суперечливі. Одні дослідники відзначають невелике збільшення ударної в'язкості, інші не виявили зміни цієї характеристики, треті після НТМО отримали зниження ударної в'язкості в порівнянні із звичайним гартом. У деяких роботах знайдено, що ударна в'язкість після НТМО знаходиться на дуже високому рівні і складає 8 кг/см^2 на зразках Менаже і більш 9 кг/см^2 на зразках Шарпі. Встановлено, що НТМО не знижує схильності сталі до відпускання крихкості і не впливає на температуру переходу від в'язкого до крихкого руйнування.

Проте деякі дослідники, що виявили максимальне підвищення міцності в порівнянні із звичайним гартом при одночасному підвищенні подовження і ударної в'язкості при кімнатній і знижених температурах після НТМО без відпускання і з відпусканням при 100° C пояснюють такі зміни властивостей не лише стічеської деформації, але і переходом від передчасних крихких руйнувань, спостережуваних після звичайного гарту, до в'язкіших руйнувань після НТМО. Підвищення при НТМО опору крихкому руйнуванню (рис. 4.23.) встановлено в роботі.

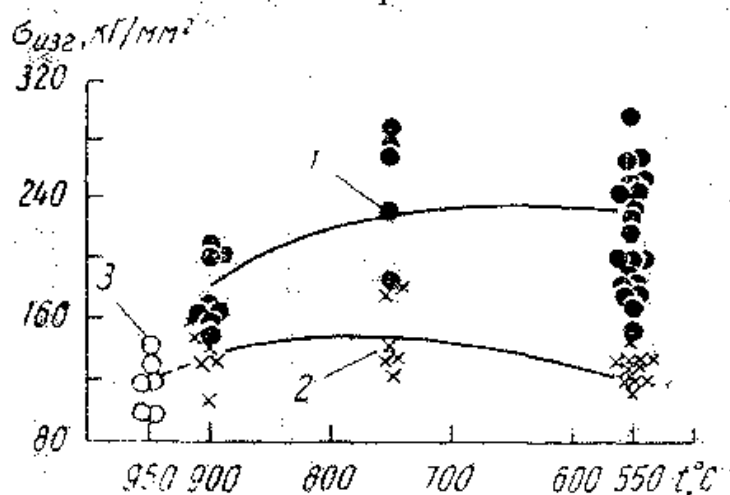


Рис. 4.23. Крихка міцність сталі (0,63% С) після НТМО (1), ступінчастою (2) і звичайною (3).

На рис. 4.24. показана зміна механічних властивостей сталі залежно від температури відпускання після НТМО і звичайної термічної обробки. Видно, що мінімум ударної в'язкості в температурному інтервалі $400\text{—}500^{\circ}\text{C}$ спостерігається при обох обробках. Абсолютні значення ударної в'язкості вище після звичайного гарту при температурах відпускання $150\text{—}600^{\circ}\text{C}$. При нижчому відпусканні криві міняються місцями.

Вплив деформації аустеніту на анізотропію механічних властивостей після НТМО вивчався у ряді робіт радянських і зарубіжних авторів.

Встановлено, що властивості сталі істотно розрізняються в подовжньому і поперечному напрямках. Як видно з табл. 4.5., незалежно від напрямлення площення (уподовж або впоперек волокна) прочностні властивості поперечних зразків значно вище, ніж подовжніх, а пластичність в 1,5—2 рази нижче. При випробуванні зразків, вирізаних у напрямі товщини аркуша, спостерігалось характерне розшарування металу.

Це розшарування, ймовірно, є наслідком зниженої міцності. При підвищенні ступеня деформації аустеніту при НТМО анізотропія механічних властивостей посилюється.

При вживанні НТМО до швидкорізальних сталей встановлено підвищення їх твердості в порівнянні із стандартними режимами обробки. Харві виявив, що твердість сталі М-2 після НТМО складає 66,5 HRC проти 64 HRC після звичайного гарту. При підвищенні температури відпускання до 560°C твердість сталі, підданою НТМО, залишається на рівні 66 HRC, що вище за твердість після звичайної обробки на 1—2,5 HRC. Відпускання при 600°C збільшує різницю до 3 HRC

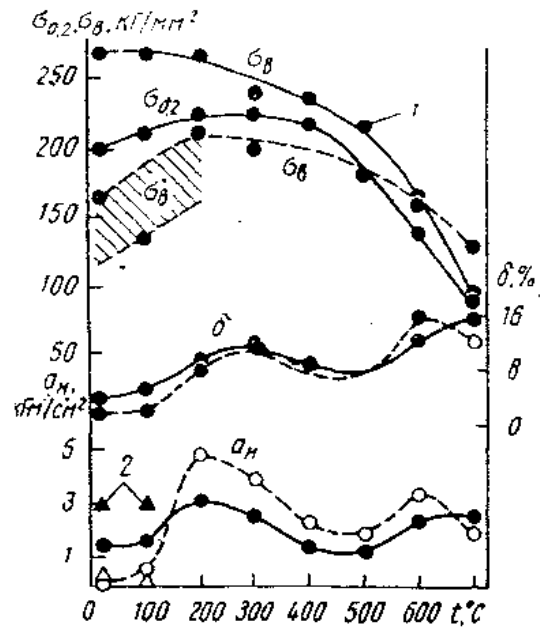


Рис. 4.24. Зміна механічних властивостей сталі при відпускання після НТМО і звичайного гарту: 1 — сталь з 0,58% С; 2—сталь з 0,47% С. Сплошніє криві— після НТМО; пунктирні — після звичайного гарту.

Табл. 4.5. Вплив НТМО на анізотропію механічних властивостей сталі типу Вл1 з 0,47% С

Температура відпуску, °С	$\sigma_{0,2}$	σ_a	δ %	$\sigma_{0,2}$	σ_a	δ %
	$\frac{\hat{e}\tilde{A}}{\ddot{u}}^2$	$\frac{\hat{e}\tilde{A}}{\ddot{u}}^2$		$\frac{\hat{e}\tilde{A}}{\ddot{u}}^2$	$\frac{\hat{e}\tilde{A}}{\ddot{u}}^2$	
	Продольна прокатка			Поперечна прокатка		
100	197,5/221,5	278/280	5,3/2,9	196/240	273,5/290	4,8/1,8
200	229/271	283,5/304	8,2/3,3	229/278,5	266/306	7,7/3,6
300	240/273,5	246/274,5	7,1/4,2	235,5/293,7	245,8/298	6,4/4,4
400	218/251,7	237,3/262,3	8,4/3,9	210/246,5	231/253	7,1/5,4

М. М. Штейнберг і ін. також відзначають підвищення твердості і красностійкості швидкорізальних сталей при вживанні НТМО. Вони встановили, що стійкість, визначувана при випробуванні ріжучої здатності сталей Р9 і Р18, збільшується найінтенсивніше при деформації 15%. При подальшому зростанні обжимання стійкість знижується і при деформації 30% наближається до стійкості еталонних різців (рис. 4.25). Спостерігається

також підвищення опору стиранню (холодному і з розігріванням поверхонь, що труться, до 300—400° С). Зносостійкість при оптимальному режимі НТМО (X — 15%) збільшується більш ніж в два рази. Одночасно із збільшенням ріжучої стійкості і зносостійкості спостерігається зростання на 15—40% в'язкості досліджених сталей і підвищення руйнівного навантаження при випробуванні на статичний вигин.

Отже, для поліпшення ріжучих властивостей і зносостійкості швидкорізальної сталі потрібні невеликі обжимання, тоді як при обробці на високу міцність — деформації 70—90%.

Спостережувана зміна властивостей М. М. Штейнберг і л. Б. Сабун пов'язують з наклепом аустеніту, що визначає підвищення зносостійкості і красностойкості сталей. При обжиманні понад 15% помітно прискорюється процес карбідоутворення і коагуляції фази карбиду при відпусканні сталі, що перекидає благотворний вплив зміцнення матриці.

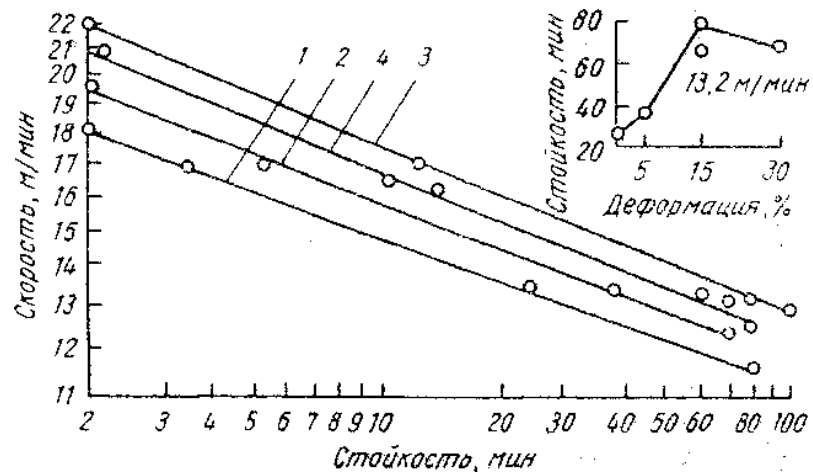


Рис. 4.25. Стійкість сталі Р9, підданою НТМО при температурі деформації 400° С (дані отримані методом подовжнього точіння): 1 — ступінчастий гарт; 2 — обжимання 5%; 3 — 15%; 4 — 30%.

При НТМО з невеликими ступенями деформації (~5%) зменшується кількість залишкового аустеніту, а з великими (~30%) воно значно збільшується (42% в сталі Р9). Такий вплив ступеня деформації узгоджується зі встановленими в роботі О. П. Максимової і А. І. Никанорової закономірностями: деформація з малими ступенями надає дію, що ініціює, і полегшує А→М - превращение, а при вищих ступенях деформації, що приводять до істотного подрібнення субструктури, це перетворення гальмується у зв'язку з розривом когерентності на субграницах. У згоді з цими виставами знаходиться і пониження мартенситної точки при НТМО сталі Р9 з обжиманням 15—30%. Знайдено текстурованное виділення пластинок мартенсіту, помітне їх подрібнення і поліпшення шліфуємості сталі Р9.

У роботі Л.Б.Сабуна і м. М. Штейнберга досліджене вплив термічної обробки, відповідної по температурному режиму ВТМО, але без пластичної

деформації, на ріжучу стійкість і в'язкість швидкорізальних сталей. Автори повідомляють що швидкісне подстуживаніє зразків сталі Р9 від температури гарту у ванні з температурою 830°С при витримці 30 сек приводить до підвищення ріжучої стійкості в 3—4 разу, а також до поліпшення в'язкості і шліфуємості цієї сталі.

Проте таке ж подстуживаніє не робить впливу на властивості сталі Р18; для сталей Р9Ф5 і Р10К5Ф5 відмічено значне підвищення в'язкості, але зниження ріжучої стійкості.

Такий вплив швидкісного подстуживання від високих температур на ріжучу стійкість і в'язкість сталі Р0 імовірно пояснюється термічним наклепом аустеніту і створенням полігонізованої структури що визначає сприятливий розвиток карбідів перетворенні, а звідси і підвищення красностойкості (ріжучій стійкості).

Л. В. Сабун і м. М. Штейнберг рекомендують при виготовленні плоского ріжучого інструменту проводити НТМО по наступному режиму: нагріваючи до температури гарт, переохолодження в селітровій ванні до 450—400° С (для сталей Р9 і Р18) або до 600—550° С (для швидкорізальних сталей підвищеної продуктивності) деформація вільним куванням з обжиманням 15%, гарт в маслі з подальшим двократним відпусканням при 550° С.

Що стосується режиму швидкісного подстуживанія, то автори вважають за доцільне його вживання для підвищення ріжучої стійкості і в'язкості інструменту будь-якої конфігурації із сталі Р9; після перенесення від температури аустенізації у ванну з температурою 830° С дається короткочасна витримка (величина якої залежить від перетину інструменту), потім слідує гарт в маслі і двократний відпускання при 550° С.

Автори вказують на впровадження цього режиму обробки інструменту у виробництво на Уральському заводі важкого машинобудування.

Що виникає при НТМО анізотропія механічних властивостей викликає необхідність узгодження напрямлень деформації з виглядом напруженого достатку виробу в процесі його служби.

У тих випадках, коли НТМО призводить до зниження пластичності або ударної в'язкості велику роль може сыгратьулучшеніє металургійної якості сталі (вживання початкових матеріалів високої чистоти і вакуумної виплавки).

Необхідно враховувати і деякі технологічні особливості процесу НТМО, найбільш важким етапом якого є деформація .переохлажденного аустеніту.

Сильне зміцнення аустеніту при деформації з великими ступенями (необхідна умова здобуття високої міцності при НТМО) пов'язане з виникненням великого питомого тиску течії (що може привести до утворення тріщин) і вимагає збільшення потужності устаткування. Залежність питомого тиску перебігу аустеніту, що переохолоджував, при осіданні на пресі від ступеня деформації при різних температурах деформації представлена на

рис.4.26. З рисунка видно, що поведінка металу при деформації в сильному ступені залежить також від співвідношення геометричних розмірів зразка, тобто де D —діаметр зразка; H — висота.

При $\frac{D}{H} = 3,5$ зразків при досліджених температурах деформувалися без утворення тріщин до ступеня деформації, а при $\frac{D}{H} = 1,5$ перших тріщин з'являлися при . Перші тріщини утворюються зазвичай на бічній поверхні де дотичну напругу мають максимальні значення. Надалі з підвищенням ступеня деформації тріщини поширюються углиб зразка.

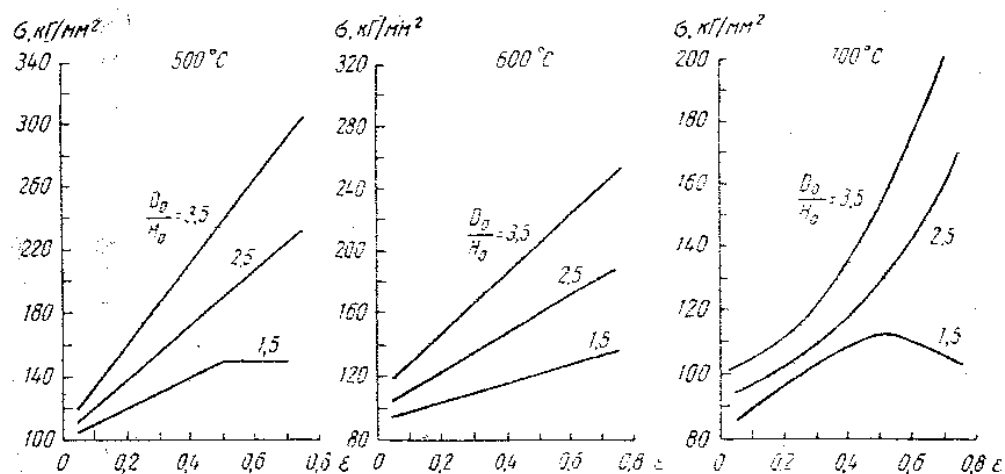


Рис. 4.26. Залежність питомого тиску перебігу метастабільного аустеніту сталі Р18 від ступеня деформації.

При температурах деформації 500 і 700°С і значеннях відношення $\frac{D}{H}$ рівних 2,5 і 3,5, а також при температурі 600° С і, рівних 1,5; 2,5 і 3,5, питомий тиск безперервно підвищується при збільшенні ступеня деформації аж до 75% не дивлячись на те що тріщини на бічних поверхнях зразка з'являються при нижчих ступенях деформації. Інший характер ходу кривих при температурах 500 і 700°С для $\frac{D}{H} = 1,5$ автор пояснює тим, що в цих випадках значні об'єми сталі уражені тріщинами.

Неравномерність деформації по перетину заготовки, залежна від вибраної схеми деформації, може привести до неравнопрочності матеріалу після НТМО. Эта неравномерність деформації, пов'язана з геометричними параметрами процесу може посилюватися неоднорідністю температурного поля в оброблюваному виробі, що виникає при зіткненні з деформуючим інструментом. Для усунення впливу останнього чинника потрібне підігрівання деформуючого інструменту до температури деформації. Доцільно також вживання скляного мастила і пластичних оболонок.

Не дивлячись на перераховані технологічні складнощі процесу, доцільність впровадження НТМО в промисловість не викликає сумнівів. Питання практичного вживання НТМО розробляються і в СРСР, і за кордоном. Вже є відомості про здобуття в об'ємі полупромишленних партій високоміцної сталевий стрічки, підданою НТМО і про випробування ресор, що складаються з восьми пластин, підданих НТМО (вага комплексу 62 кг). Такими ресорами передбачається замінити звичайні, такі, що складаються з 17 пластин спільною вагою 89 кг.

4.7. Вплив НТМО на структуру і тонку будову сталі

Зміни механічних властивостей сталей, підданих НТМО, визначаються змінами в структурі і тонкій будові мартенситу, що виник з деформованого аустеніту, в порівнянні з мартенситом, отриманим при звичайному гарті. Аналіз структурних змін викликаних вживанням НТМО — шлях до вирішення питань про причини і механізм впливу цієї обробки на властивості сталі.

Перш за все, виникає питання, чи немає відмінностей у фазовому складі сталей, загартованою після деформації аустеніту і підданому звичайному гарту. Очевидно, в тих випадках коли при деформації відбувається в тій чи іншій мірі (контрольований або неконтрольований) розпад аустеніту, цей процес приводить до істотних змін фазового складу. Очевидно також, що це окремий випадок. Зазвичай же після НТМО легованої сталі (як і при звичайному гарті) в структурі її, окрім мартенситу, міститься те або інша кількість залишкового аустеніту *. Питання про фазовий склад зводиться, таким чином, до питання про зміну кількості залишкового аустеніту в результаті НТМО.

Збільшення кількості залишкового аустеніту при НТМО відзначають багато авторів причому більшість дослідників пояснюють це явище кінетичними чинниками: перетворення деформованого аустеніту на мартенсит утруднене, оскільки для зростання мартенситних кристалів є підвищена кількість перешкод; відповідно зростає частина непретвореного аустеніту.

У деяких роботах для пояснення зміни кількості залишкового аустеніту притягуються і термодинамічні міркування. Так, Г. В. Курдюмов зі співр. показав, що під дією пластичної деформації аустеніту мартенситная точка знижується, причому тим більше, чим вище ступінь деформації. У роботі виявлено підвищення мартенситной точки при збільшенні ступеня деформації аустеніту, що повинне було б привести до зменшення кількості залишкового аустеніту (проте даних про це у вказаній роботі немає).

Поширена думка, що деформація аустеніту, що переохолоджував, викликає концентраційне розшарування твердого розчину; існують об'єми, збагачені вуглецем і що мають нижчу мартенситную точку, ніж середня, визначувана складом сплаву. Цим також можна пояснити збільшення кількості залишкового аустеніту при НТМО. Зекки і ін. відзначають, що

аустеніт нестабільен, що зберігся після гарту (при НТМО), по відношенню до деформації і температури. Таким чином його вплив на механічні властивості сталі може виявитися в процесі самого випробування, коли при деформації (наприклад, при розтягуванні зразка) утворюються нові порції твердого і крихкого неотпущеного мартенситу. В. Я. Зубов і ін., навпаки відзначають підвищену стійкість залишкового аустеніту після НТМО проти розпаду при відпускання.

Б. А. Апаєв і Р. А. Сисуєв досліджували вплив НТМО на кількість залишкового аустеніту у вуглецевій сталі (де воно невелико) і в сталях 10X80, 10Н90, 10Г50 (де воно міняється від 75 до 90%). Автори виявили, що у всіх досліджених сталей фазовий склад в результаті вживання НТМО не міняється; не змінюється і характер кривих залежності кількості залишкового аустеніту від температури відпускання. Разом з тем зміна механічних властивостей сталей була значною.

Таким чином, не дивлячись на відсутність однозначних даних про зміну кількості залишкового аустеніту при НТМО, можна стверджувати, що цей чинник слабо впливає на механічні властивості. Кількість залишкового аустеніту міняється трохи або не міняється зовсім (рис. 4.27.) а тем не менш зміцнення сталі в результаті НТМО вельми велике. Тому в тих випадках, коли ця зміна виявляється істотною при НТМО, його все ж не можна вважати причиною підвищення експлуатаційних характеристик сталі.

Перші спроби пояснити підвищення міцності, що досягається в результаті НТМО були пов'язані з обговоренням факту подрібнення кристалів мартенситу, утвореного з деформованого аустеніту, в порівнянні з мартенситом звичайного гарту.

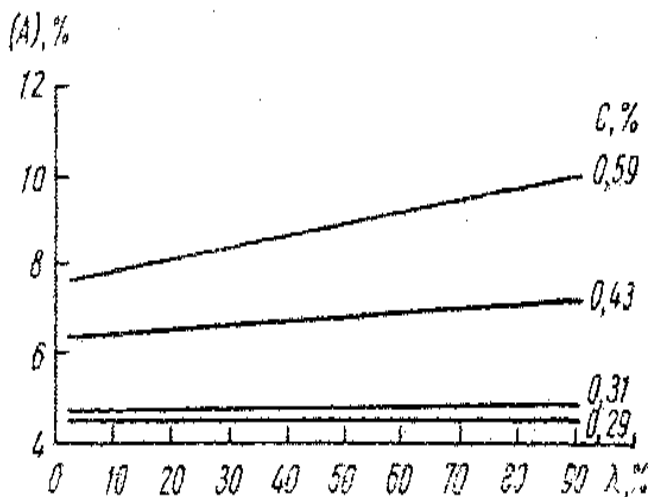


Рис 4.27. Вплив ступеня деформації при НТМО на кількість залишкового аустеніту в сталях з різних вмістом вуглецю. Вміст інших елементів: 3,0% Сг; 1,5% Ni; 1,5% Si; 0,7% Mn; 0,5% Mo.

При звичайній термічній обробці величина аустенітного зерна, що впливає на розмір мартенситних голок (або пластин) помітно позначається на механічних властивостях сталі, що пояснює їх залежність від температури

аустенізації. Тому природно було передбачити, що при НТМО цей вплив буде аналогічним, тим більше що подрібнення мартенситу (принаймні у напрямі товщини мартенситного кристала) — твердо встановлений експериментальний факт. Автори відзначали що кордони мартенситних кристалів представляють ефективні перешкоди для руху дислокацій, і подрібнення мартенситу, що приводить до збільшення сумарної поверхні кордонів, викликає підвищення міцності, зменшуючи довжину вільного пробігу дислокацій x . Ними була навіть встановлена кореляція між величиною кристала мартенситу і міцністю сталі після НТМО.

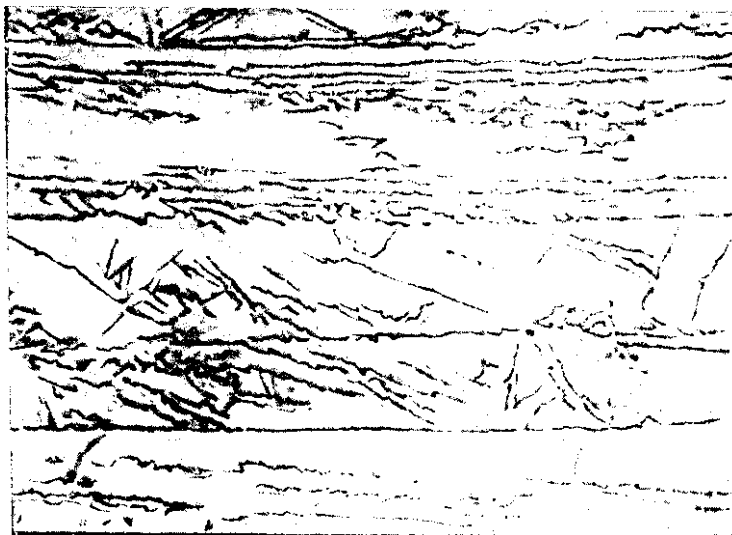


Рис. 4.28. Пластини мартенситу в сталі, підданю НТМО з деформацією 90%. X 375.

На рис. 4.28. приведена мікрофотографія подовжнього шліфа сталі з 0,48%С, підданю НТМО з деформацією 90%. Передбачається, що довгі волокна, паралельні напрямленню плющення, представляють мартенситні пластини, що утворилися уздовж кордонів аустенітних зерен при гарті. Відстань між цими волокнами приблизно відповідає середньому розміру аустенітного зерна після деформації. Мартенситні кристали, не паралельні напрямленню плющення, поміщені між такими витягнутими пластинами і мають у багатьох випадках характерний спотворений вигляд.

Коен наводить дані згідно яким 75%-ва деформація аустеніту супроводиться зменшенням в чотири рази «поперечного розміру пластинки» мартенситу після НТМО. Відповідна зміна межі міцності складає 28 кг/млг. Підвищення межі міцності, викликане таким же зменшенням аустенітного зерна сплаву при звичайній термічній обробці удвічі менше. Проте, не дивлячись на це автор прийшов до парадоксального виводу про те, що основна частина зміцнення, отриманого в результаті НТМО, обумовлена зменшенням розміру мартенситних кристалів під впливом цієї обробки.

Проведені пізніше, ніж Шметцом, дослідження змусили відмовитися від думки про зв'язок між розмірами мартенситних кристалів і міцністю, що

отримується в результаті НТМО. Зміна температури аустенізації в широких межах, змінюючи величину зерен, не робить впливу на механічні властивості сталі. Л. І. Коган і Р. І. Ентн показали, що підвищуючи температуру аустенізації при НТМО, можна отримати мартенситні кристали таких же розмірів, як і при звичайному гарті. При однакових лінійних розмірах пластин мартенситу (6—7 мк) межа міцності після НТМО опинилася на 40 кг/мм² вище, ніж після звичайного гарту з нижчої температури. У роботі показано, що зміна в широких межах розмірів мартенситних кристалів не позначається на значеннях межі текучості.

Отже, подрібнення мартенситу при НТМО, викликане дією деформації на структуру аустеніту, не є причиною зміцнення. Помилкова думка про визначальний вплив подрібнення структури на зміцнення при НТМО зв'язана, очевидно, з тим, що і міцність сталі, і розмір мартенситних кристалів однаково залежать від ступеня деформації аустеніту. Подрібнення мартенситних кристалів може, проте робити вплив на зміну пластичності почали і головним чином критичної температури крихкості.

Причини зміни механічних властивостей сталі слід шукати в тонших структурних змінах, що викликаються деформацією аустеніту. При цьому структурні особливості мартенситу, отриманого при НТМО, визначаються особливостями структурного достатку сильно деформованого аустеніту. Вивчення структури аустеніту, підданого пластичній деформації, полегшується, якщо допустити деякий його розпад перед гартуванням на мартенсит. Отримана таким чином мікрофотографія структури аустеніту приведена на рис. 4.29. Деформація в тому ступені у якій це виявляється при декоруванні смуг ковзання продуктами ізотермічного розпаду аустеніту, носить негомогенний характер. Зерно деформується переважно по декількох смугах ковзання, розбиваючись, таким чином, на області багато менші, ніж само зерно. Електронномікроскопічний аналіз показав, що усередині таких областей спостерігається незначна кількість карбідів.

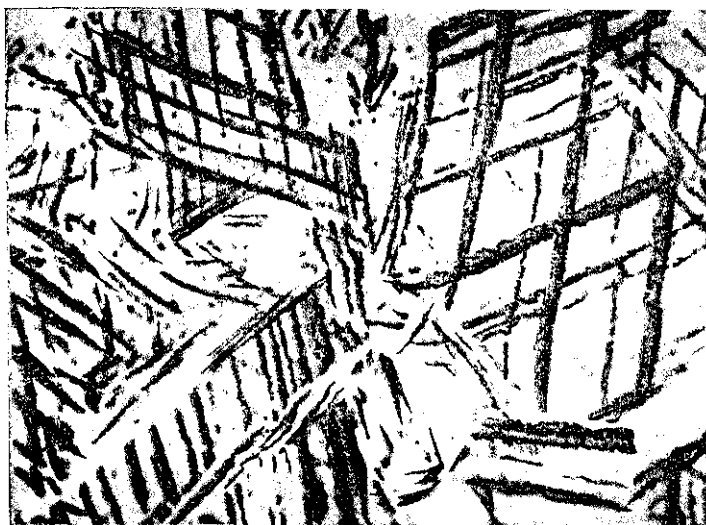


Рис. 4.29. Структура аустеніту сталі з 0,30%с після деформації на 90%. X 600

Представляє великий інтерес дослідження питань про зв'язок структури смуг ковзання з будовою мартенситних кристалів. Відомо що кордони зерен є непроніцаємими бар'єрами для зростання мартенситної пластини (хоча зіткнення зростаючого мартенситного кристала з кордоном зерна може викликати зародження пластини мартенситу в сусідньому зерні). Що стосується ефективності смуг ковзання кордонів двійників і інших дефектів як бар'єрів для зростання кристалів мартенситу, з цього питання є різні думки. Так, Шейл вважає, що смуги ковзання обмежують розміри пластин мартенситу, що утворюються (і пояснює цим явище механічній стабілізації аустеніту). О. П. Максимова і А. І. Никанорова, навпаки, вважають, що смуги ковзання не перешкоджають зростанню мартенситної пластини.

Барретт наводить дані, згідно яким зростання (мартенситного кристала) не зупиняють не лише смуги ковзання, але і пачки деформації.

Передбачається, що смуги ковзання і субграніци служать напівпроникними бар'єрами для проходження пластин мартенситу. Взаємодія останніх з такими напівпроникними бар'єрами повинно позначатися на внутрішній структурі кристалів мартенситу.

На рис. 4.30. показано два випадки взаємодії мартенситної пластини з кордонами двійника: зупинка мартенситного кристала в поверхні двійника і зародження нової пластини по іншу його сторону (рис. 4.30., а); продовження зростання пластини по іншу сторону двійника направлення зростання при цьому змінюється (рис. 4.30. б).

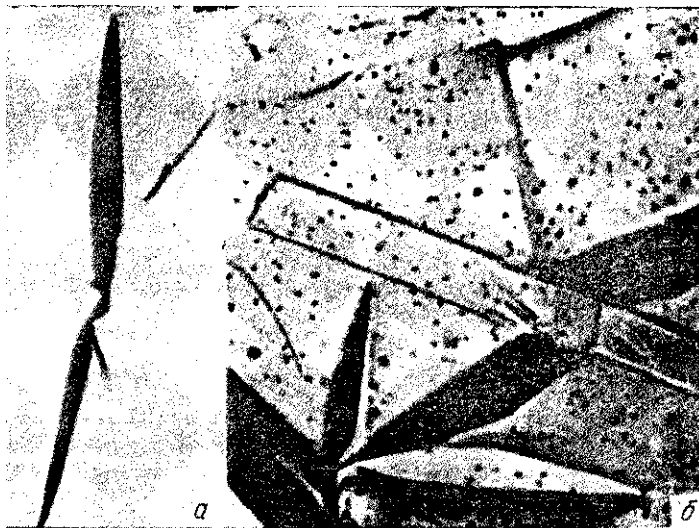


Рис. 4.30. Взаємодія мартенситних пластин з кордонами двійника. Х450:
а — зупинка пластини біля кордону двійника і зародження поїї пластини по іншу сторону кордону; б—продовженіє зростання пластини по іншу сторону двійника, але із зміною направлення зростання.

Розбіжності по приводу «проницаемости» для зростання мартенситного кристала смуг ковзання пов'язані із способом їх виявлення. Коли смуги ковзання декоровані продуктами розпаду аустеніту до мартенситного перетворення, вони гальмують зростання пластини. В цьому випадку попередній частковий ізотермічний розпад аустеніту впливає на подальше мартенситне перетворення. При постановці більш «чистого» експерименту (наприклад, при спостереженні за взаємодією мартенситних кристалів і смуг ковзання на заздалегідь полірованій поверхні шліфа) виявляється, що пластини мартенсіту проходять через смуги ковзання, але змінюють при цьому своє направлення і втрачають гладку лінзобразную форму, утворюючи розгалуження (рис. 4.31.), число яких збільшується із зростанням ступеня деформації аустеніту. При декоруванні смуг ковзання продуктами розпаду (залишкового) аустеніту після завершення мартенситного перетворення пластини мартенсіту також можуть перетинати смуги ковзання; при цьому вони різко міняють морфологію і спотворюються.

Таким чином, встановлено, що:

а) кордони зерен аустеніту і декоровані (до мартенситного перетворення) смуги ковзання служать непроницаємими бар'єрами для зростання мартенситних кристалів (цим пояснюється подрібнення мартенсіту при НТМО);

б) виниклі в результаті пластичної деформації аустеніту перешкоди (кордони деформаційних двійників, недекоріровані смуги ковзання) є напівпроникними для мартенситних пластин; вони визначають зміну морфології мартенситних пластин і сильно спотворюють їх (у цьому одна з причин зміцнення мартенсіту при НТМО).

Для аналізу змін в тонкій будові мартенсіту, викликаних вказаними вище причинами, використовують методи рентгеноструктурного дослідження і що просвічує (дифракційною) електронній мікроскопії. Рентгеноструктурний аналіз дозволяє отримати зведення про величину областей когерентного розсіяння рентгенівських променів і пружних спотворень кристалічної решітки (напруги II роду). Вплив НТМО на ці характеристики досліджувався у ряді робіт. Дані про зміну величини областей когерентного розсіяння вельми суперечливі. Одні дослідники встановили істотне подрібнення блоків в результаті НТМО, інші — лише незначна зміна їх величини. Не встановлена досить чіткої і закономірності впливу НТМО на величину мікроспотворень II роду: спостерігалось і збільшення, і зменшення, і незначна їх зміна. У одній з робіт Л. М. Певзнер зі співр., наприклад знайдена хороша кореляція між зміною механічних властивостей при відпусканні сталі після НТМО і відповідної зміни розмірів областей когерентного розсіяння. Температура почала розміцнення при відпусканні у всіх випадках збігалася з температурою початку укрупнення цих областей. Розмір їх після НТМО без відпускання був в три рази менше, ніж після звичайного гарту; відповідно на багато вище була і міцність.



Рис. 4.31. Взаємодія зростаючих мартенситних кристалів і смуг ковзання в деформованому аустеніті X 175.

При високій температурі відпускання, коли міцність після НТМО стала менша, ніж після звичайного гарту, виявилось, що і області когерентного розсіяння після НТМО в цьому випадку більше. Пружні спотворення ґрат після НТМО близькі по величині до спостережуваних після звичайного гарту. Характер їх зміни при відпускання такий же, як і при гарті, і не відповідає зміні властивостей міцності.

М. Е. Блантер зі співр., навпаки виявив дуже незначну зміну величини областей когерентного розсіяння в результаті НТМО і встановив кореляцію між величиною напруги II роду і прочностними характеристиками сталі.

Мабуть суперечність даних про зміну величини областей когерентного розсіяння і напруги II роду при НТМО викликана недосконалістю вживаної методики розділення ефекту фізичного розширення рентгенівських інтерференційних ліній. Правильність розділення цього ефекту залежить від цілого ряду чинників (геометричних умов зйомки, еталону і ін.). Важко у честь при цьому дійсні пружні спотворення ґрати, пов'язані з можливим виділенням вуглецю з мартенситу у вигляді когерентносвязаних з матрицею субдисперсних утворень карбідів. Методика визначення величини областей когерентного розсіяння у відсутність мікроспотворень II роду також викликає заперечення, оскільки немає доказів того, що при знятті пружних спотворень області когерентного розсіяння не змінюють свою величину.

Тому в багатьох останніх роботах при рентгеноструктурном дослідженні високоміцних сталей не удаються до розділення ефекту розширення ліній, а обмежуються лише якісною оцінкою субструктури по ширині інтерференції. При такому підході удається досить однозначно встановити вплив НТМО па інтегральну щільність дефектів кристалічної будови, збільшення кількості яких в результаті вживання НТМО викликає розмиття лінії.

Достовірніше уявлення про структурні зміни в аустеніті, викликані впливом деформації, а також про тонку структуру мартенситу, утвореного з

деформованого аустеніту, можна отримати при дослідженні на просвіт. При цьому з'ясовуються питання про зв'язок між субструктурою деформованого аустеніту і субструктурою мартенсита, отриманого при подальшому гарті. У роботах Л. М. Утевського зі співр. показано що деформація аустеніту, що переохолоджував, приводить до утворення комірчастої структури з високою і неоднородною щільністю дефектів. Місця скупчення дислокацій в зернах аустеніту залишаються місцями скупчення дислокацій в кристалах мартенситу після перетворення. Тому фрагментація кристалів аустеніту при НТМО приводить до фрагментації кристалів мартенситу. Окремі фрагменти величиною в доли мікрона взаємно розорієнтовані на кути до $10\text{--}15^\circ$ і зчленовуються один з одним густими скупченнями дислокацій. Фрагменти, у свою чергу, складаються з областей (блоків) розміром $100\text{--}200 \text{ \AA}$, також розорієнтованих один щодо одного на кути більш 1° . Автори передбачають що при зустрічі фронту зростаючого мартенситного кристала з локальним скупченням дислокацій на кордоні вічка направлення подальшого зростання міняється відповідно орієнтуванню аустенітної ґрат в сусідньому вічку. При такому характері подолання кордонів вічок кристал мартенситу виявляється розчленованим на фрагменти. Спадкоємство мартенситом структурних особливостей деформованого аустеніту було показане також Л. М. Певзнер і І. Н. Роциной що проводили рентгеноструктурне дослідження мартенситу і залишкового аустеніту після НТМО і встановили відповідність мозаїчної структури цих двох фаз.

Таким чином, один з можливих механізмів зміцнення при НТМО пов'язаний із створенням високої щільності недосконалої будови в аустеніті в результаті деформації і спадковою передачею мартенситу структури дислокації аустеніту, що наклепує. Взаємодія дислокацій з атомами вуглецю в мартенсіті визначає один з механізмів зміцнення сталі в результаті НТМО.

Ці міркування задовільно пояснюють експериментальні факти, накопичені при дослідженні механічних властивостей сталі, підданою НТМО. Наприклад підвищення міцності із зростанням ступеня деформації пов'язане із збільшенням щільності дислокацій в аустеніті і, отже, в мартенсіті після гарту. Збільшення коефіцієнта зміцнення аустеніту, що переохолоджував, при деформації із зростанням вмісту вуглецю пояснюється, мабуть також підвищенням щільності дислокацій. Збільшення коефіцієнта «передачі» зміцнення від аустеніту до мартенситу із зростанням вмісту вуглецю обумовлено посиленням взаємодії дислокацій і упродовжених атомів вуглецю.

Келлі і Наттінг декілька інакше пояснюють зміцнення сталі, підданою НТМО. Вони показали що мартенситні кристали в сталі і сплавах на залізній основі можуть мати голчану і пластинчасту форму. Збільшення вмісту вуглецю в початковому аустеніті і зниження температури початку мартенситного перетворення сприяють утворенню пластинчастого мартенситу. Для такого мартенситу характерні підвищена щільність і густа сітка дислокацій, що визначає його більш чітко виражена двойникованное

будова. Двійники перешкоджають вільному розвитку ковзання в мартенситі і підвищують його опір пластичній деформації. Автори вважають, що при мартенситном перетворенні деформованого аустеніту збільшується вірогідність утворення мартенсіту пластинчастої форми у зв'язку із збільшенням кількості дислокацій в аустеніті, локальним підвищенням концентрації вуглецю і зниженням мартенситної точки. Таким чином підвищена міцність сталі після НТМО частково пояснюється збільшенням в структурі доли пластинчастого двойникованного мартенсіту.

Деякі автори схильні вважати, що збільшення міцності мартенсіту в результаті НТМО пов'язане із створенням певної орієнтації мартенситних кристалів. Детерт і ін. встановили, що плоскість пластинок мартенсіту, як правило, відповідає кристалографічній плоскості і паралельна плоскості плющення. Вплив переважної орієнтації пластин мартенсіту на міцність сталі пояснюють таким чином.

Вважають, що міцність мартенсіту залежить від розподілу внутрішньої напруги першого і другого роду, дія якої поширюється на значні області. Переважна орієнтація пластинок може сприяти більш рівномірному розподілу, а можливо і зниженню цієї внутрішньої напруги. Це повинно привести до підвищення і міцності, і пластичності, оскільки при деформації кристали мартенсіту навантажуються рівномірно і локальне перенапруження окремих кристалів, що приводить до руйнування, можливо лише при підвищених навантаженнях.

Багато дослідників спостерігали виникнення кристалографічної текстури в мартенситі після НТМО. Ця текстура пов'язана з текстурою деформації аустеніту і характеризується відповідністю, що дотримується при мартенситном перетворенні.

Проте без додаткових допущень за допомогою гіпотези про підвищення міцності сталі завдяки переважному орієнтуванню або текстурованості мартенсіту не можна пояснити багато що спостерігаються при НТМО фактів. Так, при відповідності між направленням додатка навантаження при випробуванні механічних властивостей і направленням деформації при НТМО пластичність повинна була б завжди збільшуватися. Насправді ж це спостерігається далеко не завжди.

Мабуть припущення про роль спрямованості структури можна з успіхом приваблювати лише для пояснення анізотропії механічних властивостей, часто спостережуваної при НТМО. Так, в роботі Л. М. Певзнер зі співр. встановлений зв'язок між анізотропією розмірів областей когерентного розсіяння і анізотропією механічних властивостей. Істотне зміцнення сталі при НТМО в порівнянні із звичайним гартуванням може бути досягнуто і при виключенні анізотропії структурних змін. Джастассон і ін. добилися цього шляхом послідовної деформації кубика в трьох взаємно перпендикулярних направленнях отже після кожного циклу деформації відновлювалася його первинна форма.

При отриманій в такий спосіб сумарній деформації аустеніту 88% межа міцності після гарту опинилася більш ніж на 50 кг/мм^2 вище, ніж після гарту недеформованого зразка.

Істотні відмінності в поведінці сталі, підданою і не підданою НТМО при відпускання навели дослідників на думку про вплив карбідів, що утворюються при розпаді мартенсіту, на властивості сталі після НТМО. Крім того, на думку Мак Евілі і Баша ,дефекти, що виникають при наклепе метастабільного аустеніту викликають зародження найдрібніших легованих карбідів вже при температурі деформації. Ці карбіди успадковуються мартенсітом. Автори вважають, що підвищення міцності є результатом дисперсійного тверднення, що викликається карбідами розподіл яких залежить від конфігурації і щільності дислокацій в аустеніті. Наявність стабільних легованих карбідів в тільки що освіченому мартенсіті пояснює підвищений опір відпускання (і відсутність вторинного тверднення сложнолегированих сталей при відпускання після НТМО).

Еванс і О'нейль також прийшли до виводу що мартенсіт після НТМО виходить дисперсійний зміцненим, але не за рахунок карбідів, що виділилися при деформації аустеніту, а за рахунок когерентний пов'язаних з мартенсітом виділень ϵ -карбіда, деформованого аустеніту, що утворюється при швидкому охолодженні.

Обидві гіпотези викликають і серйозні заперечення. Так автори, критикуючи останню, відзначають, що зразки після НТМО повинні були б мати велику коерцитівну силу, чим після звичайного гарту, чого вони не спостерігали в своїй роботі. Крім того при підвищенні температури відпускання міцність повинна різко падати унаслідок втрати когерентності карбідів, що утворилися при охолодженні, з матрицею. Проте експериментально доведено, що разупрочненіє починається при вищих температурах.

Факт виділення карбідів з аустеніту при деформації також не підтверджується вимірами параметра залишкового аустеніту, який повинен був би зменшуватися унаслідок збіднення аустеніту вуглецем. Методами хімічного і рентгенографічного аналізу карбідів, виділених із структури сталі електролітичним способом, також не удалося виявити утворень карбідів в неотпущеному мартенсіті. Правда, і при аналізі карбідів, виділених електролітичним розчиненням і при електронномікроскопічеськом вивченні карбідів, що витягують методом екстракції, можуть бути випущені з уваги найбільш дрібні утворення карбідів (це тим більше відноситься до виділень, що не втратили когерентного зв'язку з матрицею). Слід до того ж відзначити, що, як показав С. С. Горелік зі співр., збіднення аустеніту (і мартенсіту) вуглецем відбувається не при будь-якій деформації і залежить від умов проведення НТМО. У спільному випадку додаток неоднородних деформуєчих сил може змінити характер діаграми ізотермічного перетворення аустеніту, що переохолоджував, на якій може з'явитися передуюча утворенню феррито-карбідних структур область виділення карбідів. Якщо знак напруги, що виникає при деформації, збігається із

знаком зміни питомого об'єму сплаву при виділенні карбїду з аустенїту, то таке виділення прискориться при деформації.

Таким чином виділення карбїдів при деформації метастабільного аустенїту в сильному ступені залежить від способу деформації, рівня і знаку тих, що виникають при цьому зональної напруги.

Дослідження, виконані в роботі Н. І. Рошиной на електронному мікроскопі методом екстракції, показали, що при відпускання після НТМО в інтервалі 200—480°C не спостерігається високої щільності карбїдів, характерної для відпускання в цьому температурному районі зазвичай загартованої сталі. Автори відзначають що якщо карбїди і присутні в структурі сталі, підданою НТМО, то розміри їх були дуже невеликими (менше 50 Å). У роботі також виявлено, що при відпускання в температурному інтервалі 200—400°C карбїди після НТМО виділяються в меншій кількості і в більш дисперсній формі. Після відпускання при температурах вище 540°C і при НТМО, і після звичайного гарту виділяються невеликі сферичні карбїди приблизно в однаковій кількості. Механічні властивості сталі при НТМО і звичайній обробці також істотно не розрізнялися після такого відпускання.

Відсутність високої щільності карбїдів після НТМО і відпускання в середньому районі температур свідчить про підвищену розчинність вуглецю в мартенситі, утвореному з деформованого аустенїту. Вільсон виявив зникнення ϵ -карбїда у відпущеному мартенситі при деформації; як і в разі мартенситу, утвореного з аустенїту, що наклепує, щільність карбїдів в деформованому і відпущеному мартенситі була низька.

Шметц і ін. також виявили схожість в поведінці в процесі відпускання деформованого мартенситу мартенситу, отриманого при НТМО. Вони прийшли до виводу що взаємодія дефектів і упродовжених атомів на стадії предвиделенія грає важливу роль в спостережуваному при НТМО підвищенні міцності.

Великий інтерес представляють роботи по вивченню особливостей карбїдообранования після НТМО в сталях з вторинним твердненням, виконані і Р. І. Ентїним, а також Л. М. Певзпср і І. Н. Роши ний. Подрїбнення субструктури мартенситу в результаті попередньої пластичної деформації аустенїту накладає відбиток на процеси карбїдообранования при відпускання. Як наголошувалося вище, зчленовуваннями фрагментів ϵ зони з підвищеною щільністю дефектів кристалічної будови і питомий об'єм таких зон в мартенситі після НТМО більше, ніж після звичайного гарту. Тому дифузійні процеси в такій структурі повинні протікати з більшою швидкістю. Цей вивід підтверджується роботами, в яких методом електронної мікроскопії, що просвічує, виявлено що регульовані дифузїєю процеси карбїдообранования розвиваються значно швидше в сталі, хвилину НТМО, в порівнянні із зазвичай загартованою сталлю.

У свою чергу утворення карбїдів, розташовуючись переважно по кордонах фрагментів, визначають підвищену стійкість розвиненішою субструктури мартенситу при подальшому підвищенні температури

відпускання що пояснює характерну зміну прочностних характеристик при відпускання повторно тверднучих сталей. При подальшому підвищенні температури відпускання карбіди починають коагулювати, їх кількість зменшується, дислокації розблоковуються, і в об'ємі матриці розвивається рекристалізація причому після НТМО вона виражена чіткіше, ніж після звичайного гарту. Відповідно падіння міцності сталі, підданою НТМО, при відпускання в цьому інтервалі температур відбувається різкіше, ніж після звичайної термічної обробки. Дані електронномікроскопічних досліджень вказують, таким чином не на затримку процесів карбідоутворення при відпускання, а на особливості цього процесу, викликані НТМО. Проте ці результати не спростовують повністю гіпотези про виділення карбідів при НТМО вже до відпускання, оскільки при великій щільності дефектів, характерній для неотпущеного мартенсіту (особливо після НТМО) найдрібніші частки карбідів можуть залишатися незамеченими навіть при електронномікроскопічних спостереженнях. Про виділення дисперсних карбідів при відпускання часто судять по косвенним ознаках, наприклад по різкішому виявленню кордонів фрагментів після відпускання в порівнянні з неотпущеним достатком.

Мабуть, передування відпускання утворення карбідів в аустеніті або в мартенсіті у зв'язку із зменшенням ступеня пересичення розчину вуглецем також може привести до зменшення розмірів карбідів, що утворюються при подальшому відпускання.

Аналіз зміни окремих елементів будови не дає і не може дати однозначної відповіді на питання про причини зміни механічних властивостей сталі в результаті НТМО. Враховуючи комплексний механізм зміцнення, що досягається при використанні цієї обробки слід розглядувати зміни різних елементів структури також в комплексі.

Найбільш універсальним в поясненні природи зміцнення при НТМО є, очевидно, механізм, що розглядує зміни структури дислокації аустеніту при його деформації і подальшу «передачу» цих змін мартенсіту. Проте і цей механізм не є всеосяжним, оскільки з його допомогою не можна пояснити зміни механічних властивостей сталі, наприклад при відпускання після НТМО без залучення уявлень про особливості реакцій карбідів в деяких сталях. Мабуть кожен із запропонованих механізмів вносить певний вклад до спостережуваних при НТМО зміни властивостей сталі. Лише комплексний підхід до проблеми дозволяє якнайповніше пояснити високу міцність мартенсіту, отриманого в результаті НТМО.