

ВЛИЯНИЕ СУБСТРУКТУРНЫХ ПАРАМЕТРОВ НА ПЕРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ ТЕРМОУПРОЧНЕННОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

INFLUENCE THE SUBSTRUCTURAL CHARACTERISTICS ON THE YIELD STRESS OF THERMALLY HARDENED LOW – CARBON STEEL

Игорь Вакуленко

Днепропетровский национальный университет железнодорожного транспорта им. Академика В.Лазаряна

Abstract

The explanation of the character of changes in the yield stress is based on an analysis of the effects of the mechanism of austenite transformation during thermal hardening and of structural and substructural changes in the internal structure of the low – carbon steel upon tempering on the processes of strain hardening during the nucleation of plastic deformation.

Процессы отпуска и самоотпуска играют определенную роль при формировании структуры стали при термическом и термомеханическом упрочнении с использованием тепла прокатного нагрева. Особое значение они приобретают при использовании технологии прерванной закалки [1]. В этом случае аустенитная фаза во внешних слоях проката превращается при более низких температурах по сравнению со внутренними. После завершения принудительного охлаждения, за счет разогретых внутренних объемов металла происходит увеличение температуры интенсивно охлажденных приповерхностных слоев проката. Развитие процессов отпуска сопровождаются изменениями в первоначально сформированной при ускоренном охлаждении структуре, что неизбежно приводит к изменению комплекса свойств. На основании этого, представляет определенный интерес исследование характера зависимости предела текучести термически упрочненной по различным режимам низкоуглеродистой стали от ее структурных параметров.

Материалом для исследования являлась катанка диаметром 6,5 мм, из низкоуглеродистой стали с 0,12% С; 1,3% Mn; 1,56% Si; 0,49% Cr; 0,033% S; 0,029% P. Различное структурное состояние металла получали в результате изотермического превращения аустенита при температуре 450° С в течение 10 мин (обработка А) и после закалки от нормальных температур нагрева (выше A_{c3}) - обработка Б. Суб- и микроструктурные исследования проводились с использованием методик количественной металлографии [2], под световым и электронным микроскопами. Плотность дислокаций и искажения кристаллической решетки второго

рода $\left(\frac{\Delta a}{a}\right)$, где a - период кристаллической решетки) оценивали с использованием методик рентгеноструктурного анализа.

Результаты и их обсуждение.

В результате ускоренного охлаждения структура по сечению проката изменяется от мартенситной с различной степенью отпуска вблизи с поверхностью до феррито – перлитной разной дисперсности в осевых объемах металла. Подвергая отпуску упрочненный прокат по разным технологиям (А и Б) можно в определенной мере добиться подобия структурного состояния металла, которое соответствует процессам

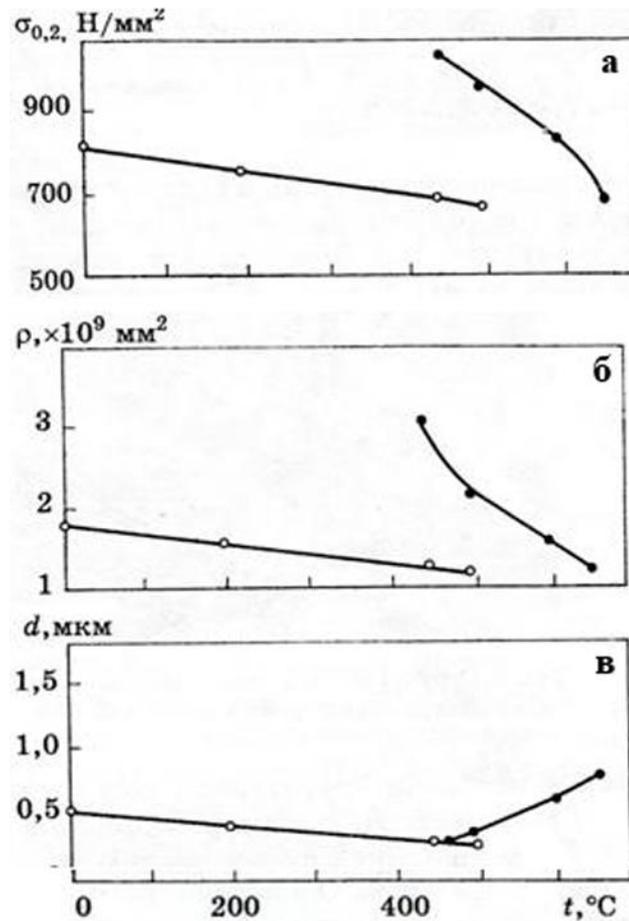


Рис. 1. Влияние температуры отпуска на предел текучести (а), плотность дислокаций (б) и размер субзерна (в) исследуемой стали после обработки А - \circ , Б - \bullet .

структурных изменений при самоотпуске. На рис.1 приведено изменение условного предела текучести ($\sigma_{0,2}$), накопленной плотности дислокаций (ρ), размера структурного элемента (d) от температуры отпуска. Анализ представленных зависимостей иллюстрирует, за исключением d , достаточно существенное изменение $\sigma_{0,2}$ и ρ . Можно полагать, что даже в случае качественно различного исходного структурного состояния металла, отпуск позволяет достигнуть равнопрочного состояния.

Анализ внутреннего строения закаленной стали (рис.2) показал, что после отпуска, начиная от температур 400 - 450 °С, на дислокациях внутри мартенситных кристаллов и на границах выделяются мелкие карбидные частицы. Одновременно с этим наблюдается перераспределение

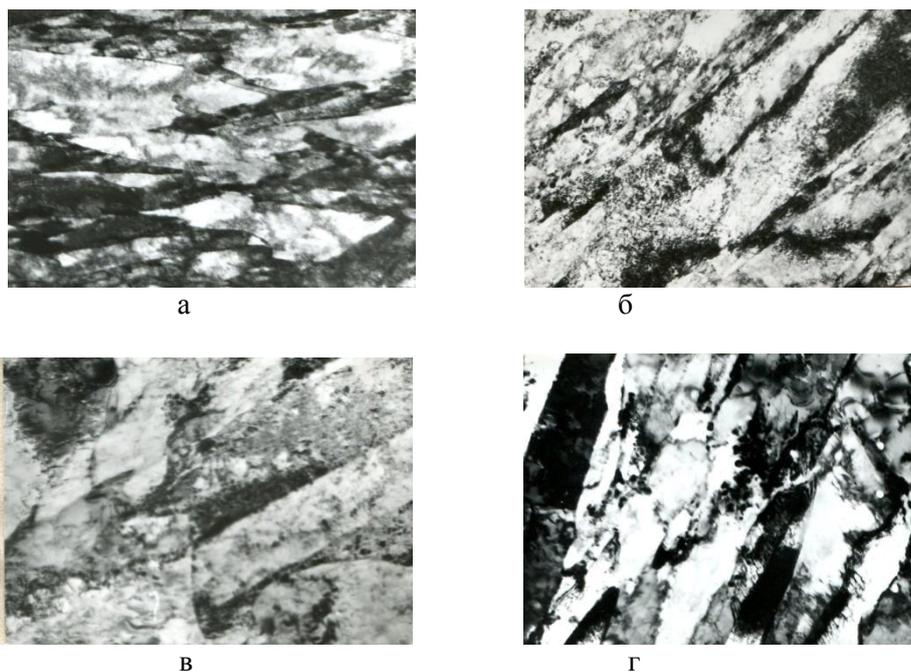


Рис.2. Структура стали после закалки и отпуска при 450 (а), 500 °С, изотермического превращения аустенита при 450 °С отпуска при 450 (в), 500 °С (г). Увеличение 12000.

дислокаций, что приводит к формированию несовершенной дислокационной субструктуры и снижению общей плотности дислокаций. Дальнейшее повышение температуры отпуска до 500 °С сопровождается

монотонным снижением ρ , совершенствованием ячеистой структуры, огрублением частиц цементита внутри бывших мартенситных кристаллов. Отпуск стали после обработки Б показал, по сравнению с закаленным состоянием определенные различия, которые обусловлены суммарным эффектом от плотности дефектов кристаллического строения фазового наклепа при выделении карбидной фазы и влиянием указанных частиц на структурные изменения. Уже после отпуска 450 - 500°С интенсивное развитие полигонизации приводит к формированию субзерен с низкой концентрацией дефектов. Более того, в отдельных микрообъемах металла наблюдаемое исчезновение субграниц в целом может рассматриваться как увеличение среднего размера структурного элемента (рис.1 в).

Для объяснения различий в развитии процессов структурных изменений при отпуске, воспользуемся соотношением, которое основано на аддитивном вкладе в уровень $\sigma_{0,2}$ от параметров внутреннего строения металла. Для случая когда металл обладает несовершенной субструктурой, а дислокации способны преодолевать большинство субграниц, величина $\sigma_{0,2}$ может быть оценена по соотношению [3]:

$$\sigma_{0,2} = \sigma_1 + \alpha_1 G b \rho^{\frac{1}{2}} + \alpha_2 G b \frac{1}{d} \quad (1)$$

где σ_1 - напряжение подобное напряжению трения кристаллической решетки; α_1 и α_2 - геометрические коэффициенты, которые соответственно равны 0,64 и 3,6; G - модуль сдвига; b - вектор Бюргерса; ρ - плотность дислокаций; d - размер субзерна. После подстановки экспериментальных данных в (1), были оценены составляющие $\sigma_{0,2}$:

$\alpha_1 G b \rho^{\frac{1}{2}}$ и $\alpha_2 G b \frac{1}{d}$. Сравнительный анализ σ_1 с известными, для напряжения трения (σ_i) величинами, показал значительное превышение σ_1 по сравнению с уровнем σ_i . На основании этого можно полагать, что кроме напряжения трения необходимо учитывать прирост напряжения течения от зарождения необходимого количества подвижных дислокаций. Величина σ_1 может быть записана как:

$$\sigma_1 = \sigma_i + \alpha G b \rho_m^{\frac{1}{2}}, \quad (2)$$

где ρ_m - плотность подвижных дислокаций. Для области зарождения пластического течения величину ρ_m оценивают как:

$$\rho_m = \frac{nk_y}{\frac{d\sigma}{d\varepsilon} b d^{3/2}}, \quad (3)$$

где n и $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ - соответственно коэффициент, и скорость деформационного упрочнения, k_y - угловой коэффициент уравнения Холла – Петча. Использование соотношения (1) позволило осуществить отдельную оценку вклада от структурных составляющих упрочненной стали после отпуска. Так, для изотермического распада и отпуска, закалки и отпуска лишь при 650°C , наблюдается достаточно хорошее совпадение расчетных и экспериментальных значений $\sigma_{0,2}$, то для других состояний разница составляет приблизительно 45 МПа.

Из анализа приведенных результатов следует, что темп разупрочнения низкоуглеродистой стали при отпуске зависит от характера превращения аустенита. Величина разупрочнения пропорциональна пересыщению твердого раствора атомами углерода и плотности дефектов кристаллического строения, сформированных в процессе термического упрочнения. При одинаковом уровне упрочнения более резкое снижение прочностных характеристик при отпуске наблюдается в стали с мартенситной структурой.

Литература.

1. Большаков В.И.: Упрочнение строительных сталей, Изд. «Січ», Днепропетровск 1993, 333 с.
2. Вакуленко І.О.: Структурний аналіз в матеріалознавстві, Вид. «Маковецький Ю.В.», Дніпропетровськ, 2010, 124 с.
3. Вакуленко И.А., Большаков В.И.: Морфология структуры и деформационное упрочнение стали, Изд. «Маковецький Ю.В.», Днепропетровск, 2008, 196 с.