

УДК 669.15-194.5:[539.374 + 544.77.051.1]

Д.О. Панов¹, А.Н. Балахнин¹, А.С. Перцев¹,
А.И. Смирнов², М.Ю. Симонов¹

¹Пермский национальный исследовательский политехнический университет²Новосибирский государственный технический университет

ДИСПЕРГИРОВАНИЕ ЗАКАЛЕННОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ИНТЕНСИВНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ*

Аннотация. В работе исследована эволюция структуры и свойств закаленной легированной стали 15Х3Г3МФТ при комплексной деформационно-термической обработке. Показано, что в результате последовательного сочетания холодной радиальнойковки со степенью 60 % и однократного ускоренного нагрева на 900 °С с последующей закалкой в воду в исследуемой стали реализуется наноструктурное состояние мартенсита со средним поперечным размером рейки 80 нм с высоким комплексом механических свойств. Увеличение температуры ускоренного нагрева или увеличение количества циклов вызывает снижение дисперсности структуры.

Ключевые слова: низкоуглеродистая сталь, радиальная ковка, пакетный мартенсит, холодная пластическая деформация.

DISPERSION OF QUENCHED LOW-CARBON STEEL BY COLD PLASTIC DEFORMATION WITH FURTHER INTENSIVE HEAT TREATMENT

Abstract. The evolution of structure and mechanical properties of quenched low-carbon alloyed steel 15Cr3Mn3MoVTi after complex deformation-thermal treatment is investigated. It was shown that successive combination of cold radial forging with deformation ratio 60 % and one-time accelerated heating at 900 °C with water quenching provides nanostructured condition of investigated steel with average lateral dimension martensite lath near 80 nm and high level of mechanical properties. Increase accelerated heating temperature or increase number of heating cycles reduces to coarsening of steel structure.

Keywords: low carbon steel, radial forging, batch martensite.

Большинство методов получения высокопрочного состояния в современных материалах основаны на реализации в них какого-либо неравновесного состояния: аморфного, состояния с высоким уровнем напряжений первого, второго или третьего рода [1]. Такие состояния можно реализовать при механическом или термическом воздействии, а также при совмещении или чередовании этих операций. Чем более неравновесное состояние материала будет получено в ходе его механической и (или) термической обработки, тем больше механизмов структурообразования может быть реализовано при приближении к равновесному состоянию.

При мартенситном превращении возможно образование структур различной морфологии с высокой плотностью дислокаций, границ и субграниц [2]. В сталях наиболее высоким сочетанием характеристик прочности и надежности обладает структура низкоуглеродистого пакетного мартенсита. Пакетный мартенсит образуется при закалке низкоуглеродистых конструкционных сталей, что делает эту группу материалов перспективной для изготовления высоконадежных и высокоответственных изделий [3]. Наиболее перспек-

тивной группой низкоуглеродистых сталей являются низкоуглеродистые мартенситные [4], среди которых хорошим уровнем механических свойств обладают стали типа 15Х3Г3МФТ [5].

Холодная пластическая деформация закаленных низкоуглеродистых сталей вызывает увеличение плотности дислокаций и образование дополнительно к существующим новых субграниц при эволюции и самоорганизации дислокационной подсистемы в пакетном мартенсите, что увеличивает степень неравновесности закаленного состояния [6]. Холодную пластическую деформацию таких сталей необходимо проводить методом, обеспечивающим наиболее мягкую схему нагружения, что позволит получить высокие степени деформации без разрушения материала. В этом направлении перспективным является метод радиальнойковки, схема деформации при котором позволяет реализовать высокую степень наклепа без образования трещин, а локализация очага деформации и поворот заготовки приводят к циклическому формоизменению цилиндрического полуфабриката [7].

Интенсивная термическая обработка (ИТО), заключающаяся в ускоренном нагреве в аустенитную область и последующем охлаждении холоднокованой стали с исходной высокой плотностью дефектов кристаллического строения позволит существенно диспергировать структуру, так как при этом реализуются процессы

* Исследование выполнено при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации, соглашение 14.В37.21.1638 «Разработка технологии получения высокопрочных наноструктурных конструкционных низкоуглеродистых сталей с износостойкими наноструктурированными покрытиями».

формирования большого количества зародышей аустенита в межкритическом интервале температур и фрагментации аустенитной структуры при мартенситном превращении во время охлаждения. Последовательное повторение нескольких циклов ИТО может увеличить эффект измельчения структуры. В результате последовательной реализации процессов структурообразования при ИТО и их многократного повторения возможно получить наноструктурное состояние с высоким комплексом механических свойств.

Целью данной работы является исследование структуры и свойств низкоуглеродистой стали 15ХЗГЗМФТ при холодной пластической деформации методом радиальнойковки и последующей многократной интенсивной термической обработке.

В качестве материала исследования выбрана низкоуглеродистая системно легированная сталь 15ХЗГЗМФТ [5] следующего химического состава, % (по массе): 0,10 С; 0,37 Si; 2,70 Mn; 2,78 Cr; 0,40 Mo; 0,12 V; 0,021 Ti; 0,009 S; 0,020 P.

Сталь 15ХЗГЗМФТ, имеющую после воздушного охлаждения от температур горячейковки мартенситную структуру, подвергали холодной пластической деформации при цеховой температуре на радиально-ковочной машине с круга диам. 19 мм на круг диам. 12 мм, что составило 60 % деформации по величине укова.

Нагрев при ИТО проводили посадкой в горячую печь со средней скоростью нагрева 4 °С/с, продолжительность быстрой аустенитизации 5 мин, охлаждение в воде. Температура нагрева при ИТО составляла 900 и 1000 °С, а количество циклов нагрева варьировали от 1 до 7.

Металлографические исследования проводили на микрошлифах с использованием светового микроскопа Olympus GX 51 при увеличениях до 1000. Границы зерен аустенита выявляли модифицированным методом окисления-травления [8]. Размер зерен определяли методом секущих по ГОСТ 5639-82.

Электронно-микроскопическое исследование структуры сталей проводили путем просмотра металлических фольг в электронном микроскопе Technai G2 FEI при ускоряющем напряжении 200 кВ.

Измерение микротвердости проводили на микротвердомере DuraScan70 по методу восстановленного отпечатка вдавливанием четырехгранной алмазной пирамиды с квадратным основанием при нагрузке 2 Н.

Характеристики прочности (σ_B , $\sigma_{0,2}$) определяли в соответствии с требованиями ГОСТ 1497-84 на образцах типа III № 7 при испытаниях на одноосное растяжение на разрывной машине Instron 8801.

Испытания на ударную вязкость КСЧ проводили на маятниковом копре МК-30 в соответствии с ГОСТ 9454-78 на образцах типа 3.

Исследование тонкой структуры стали 15ХЗГЗМФТ, сформированной при охлаждении на воздухе от температуры окончания горячей статическойковки (~950 °С) показало, что в исходном состоянии перед холодной

пластической деформацией методом радиальнойковки (РК) исследуемая сталь имеет структуру пакетного мартенсита. В структуре наблюдается реечная фрагментация внутри пакета (средний поперечный размер рейки в плоскости фольги равен 310 нм), высокая плотность дислокаций порядка $10^{10} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$ и кристаллографически ориентированные карбиды, сформированные в процессе автоотпуска мартенсита при воздушном охлаждении (рис. 1, а).

Холодная пластическая деформация методом РК закаленной стали приводит к дополнительной фрагментации структуры за счет формирования деформационных ячеек внутри мартенситных реек (рис. 1, б). При этом средний размер деформационных ячеек составляет 140 нм, а средний поперечный размер рейки в плоскости фольги уменьшился до 200 нм.

После холодной пластической деформации методом РК со степенью 60 % проводили циклическую ИТО с ускоренным нагревом посадкой образцов в горячую печь и последующим закалочным охлаждением в воде. Характер изменения размера зерна при ИТО приведен на рис. 2.

Установлено, что при циклировании на 900 °С наиболее дисперсная зеренная структура аустенита со средним размером зерна 3 мкм формируется после первого цикла. Дальнейшее циклирование приводит к росту аустенитного зерна со стабилизацией его среднего размера на уровне 4 – 5 мкм. Такая тенденция изменения размера аустенитного зерна обусловлена тем, что в первом цикле ИТО нагреву подвергается сталь в холодное деформированном состоянии, при этом проходит формирование большого количества зародышей аустенита в межкритическом интервале температур. При последующих циклах нагреву подвергается уже закаленная структура, что вызывает восстановление аустенитного зерна и некоторый его собирательный рост.

Циклическая ИТО на 1000 °С исходно холодное деформированной стали 15ХЗГЗМФТ приводит к получению более крупного зерна аустенита со средним размером 6 мкм на первом цикле в результате более интенсивного развития процессов собирательного роста аустенитного зерна при более высокой температуре по сравнению с циклической ИТО на 900 °С. Однако общая динамика изменения зеренной структуры аустенита при циклировании на 1000 °С сохраняется. Различия в размере аустенитного зерна между центральной частью прутка и периферией после различных режимов ИТО не обнаружены.

По результатам металлографического анализа образцов стали 15ХЗГЗМФТ, подвергнутых циклической ИТО на 900 и 1000 °С, установлено, что наибольший эффект диспергирования структуры достигается на первом цикле обработки, а последующие циклы приводят к укрупнению структуры. Таким образом, однократная ИТО является наиболее перспективной для дальнейшего исследования.

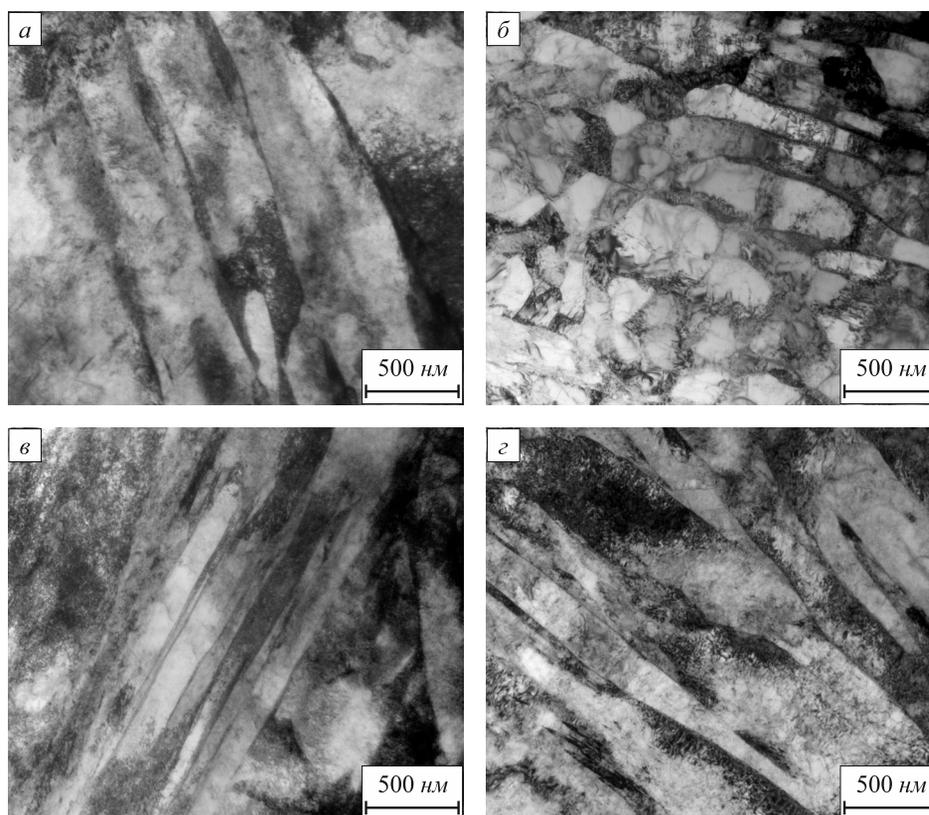


Рис. 1. Тонкая структура стали 15X3ГЗМФТ после различных режимов обработки:
a – закалка с температур горячей статическойковки; *б* – холодная пластическая деформация методом РК;
в – ИТО на 900 °С; *з* – ИТО на 1000 °С

Исследование методом просвечивающей электронной микроскопии тонкой структуры стали 15X3ГЗМФТ после циклирования на 900 и на 1000 °С выявило пакетно-речечное строение разной дисперсности. Так, после однократной ИТО на 900 °С со средним размером аустенитного зерна 3 мкм, наблюдается структура мартенсита со средним поперечным размером рейки в плоскости фольги 80 нм (рис. 1, *в*), а после однократной ИТО на 1000 °С в состоянии со средним размером зерна 6 мкм – размер рейки 290 нм (рис. 1, *з*). Уменьшение среднего поперечного размера рейки мартенсита в

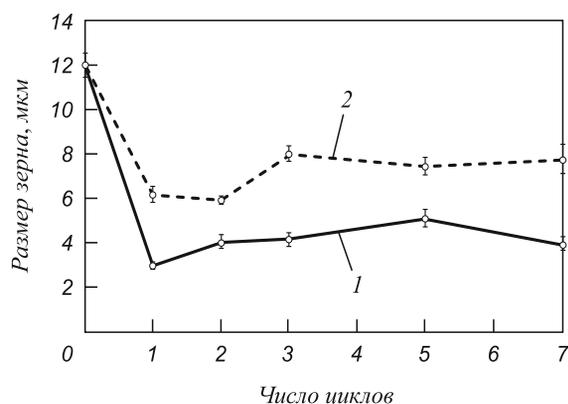


Рис. 2. Изменение среднего размера аустенитного зерна в зависимости от количества циклов ИТО стали 15X3ГЗМФТ:
 1 – ИТО на 900 °С; 2 – ИТО на 1000 °С

плоскости фольги по сравнению с исходно закаленным состоянием вызвано диспергированием аустенитного зерна, так как уменьшение аустенитного зерна вызывает снижение размеров мартенситного пакета [9], что, в свою очередь, приводит к уменьшению размеров рейки.

Результаты исследования однородности распределения микротвердости по сечению прутка стали 15X3ГЗМФТ после различных режимов обработки приведены на рис. 3.

Установлено, что в исходно закаленном состоянии наблюдается однородное распределение микротвердости по сечению, а после холодной радиальнойковки возникает ярко выраженная неоднородность – упрочненная сердцевина и периферия с пониженной твердостью и некоторым повышением твердости непосредственно у самой поверхности. Упрочнение сердцевины обусловлено наложением полей деформации от четырех бойков при холодной радиальнойковке в условиях стеснения пластической деформации в этой области [7]. Увеличение твердости в поверхностных слоях, по-видимому, вызвано высокими контактными напряжениями при воздействии бойков в процессе холодной радиальнойковки.

Однократная ИТО на 900 или 1000 °С холоднотформированной стали вызывает падение общего уровня твердости с изменением характера ее распределения: твердость сердцевины цилиндрических образцов

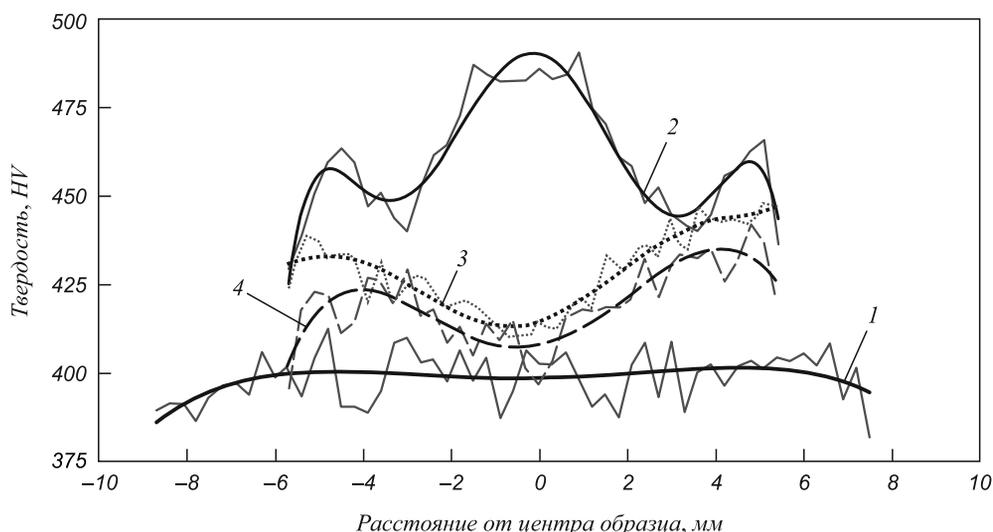


Рис. 3. Распределение микротвердости стали 15X3Г3МФТ после различных режимов обработки:

1 – закалка с температур горячей статическойковки; 2 – холодная пластическая деформация методом РК; 3 – ИТО на 900 °С; 4 – ИТО на 1000 °С. Примечание: серым цветом показаны экспериментальные данные, черным – аппроксимирующие кривые (полином шестой степени)

становится ниже твердости периферийных областей. Уровень твердости после одного цикла ИТО на 900 °С выше, чем после ИТО на 1000 °С при одинаковом характере распределения твердости по сечению. Уменьшение общего уровня твердости прутка вызвано более полным устранением механического наклепа и релаксацией остаточных напряжений при однократной фазовой перекристаллизации.

Характеристики механических свойств стали 15X3Г3МФТ после различных режимов обработки приведены в таблице.

Холодная пластическая деформация методом РК закалкой стали 15X3Г3МФТ вызывает увеличение характеристик прочности в результате механического наклепа и снижение пластичности, а ударная вязкость остается практически на уровне исходно закаленного состояния. Характер диаграммы одноосного растяжения холоднотормированной стали свидетельствует об отсутствии участка равномерной пластической деформации при растяжении, а пластичность при испытаниях обусловлена только локальной пластической деформацией (рис. 4).

Однократная ИТО на 900 °С после холодной пластической деформации исследуемой стали вызывает повы-

шение характеристик прочности, в том числе предела текучести на 30 %, и характеристик надежности, в том числе ударной вязкости КСУ на 14 %, при сохранении уровня пластичности относительно исходно закаленного состояния (см. таблицу). Применение однократного нагрева на 1000 °С вызывает менее выраженный рост предела текучести (на 17 %) при существенном увеличении уровня ударной вязкости КСУ на 44 %.

Диаграмма одноосного растяжения стали 15X3Г3МФТ после однократного нагрева на 900 и 1000 °С имеет выраженную площадку равномерной пластической деформации порядка 8 %, что характерно для материалов с дисперсной структурой.

Выводы. В рамках проведенных исследований показано, что в результате холодной пластической деформации методом РК со степенью 60 % исходно закаленной стали 15X3Г3МФТ происходит существенное увеличение характеристик прочности и падение пластичности при сохранении уровня ударной вязкости.

Установлено, что однократный ускоренный нагрев на 900 °С и закалка после холодной пластической деформации на 60 % методом радиальнойковки позволяет повысить уровень характеристик прочности (предела текучести на 30 %) и надежности (ударную вязкость

Механические свойства стали 15X3Г3МФТ после различных режимов обработки

Режим обработки	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	КСУ, МДж/см ²
	МПа		%		
Закалка от температур статической горячейковки (исходное состояние)	910	1250	15	59	1,32
Холодная радиальнаяковка со степенью 60 %	1590	1600	7	53	1,39
Однократный нагрев на 900 °С	1190	1330	14	66	1,48
Однократный нагрев на 1000 °С	1065	1280	15	68	1,90

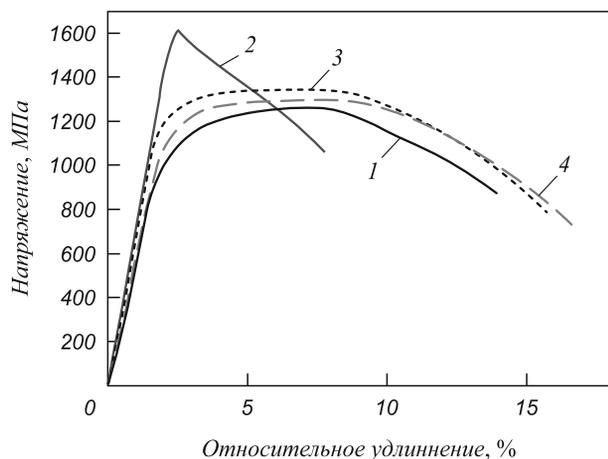


Рис. 4. Диаграммы одноосного растяжения стали 15X3ГЗМФТ после различных режимов обработки:
1 – исходно закаленное состояние; 2 – холодная деформация методом РК; 3 – ИТО на 900 °С; 4 – ИТО на 1000 °С

КСУ на 14 %) относительно исходно закаленного состояния. Такое увеличение комплекса механических свойств достигнуто в результате измельчения аустенитного зерна с 12 до 3 мкм при нагреве и среднего поперечного размера рейки мартенсита с 310 до 80 нм при закалочном охлаждении.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Капуткин Д.Е. // Фундаментальные проблемы современного металловедения. 2007. Т. 4. № 1. С. 58 – 65.
2. Смирнов М.А., Счастливец В.М., Журавлев Л.Г. Основы термической обработки сталей: Учеб. пособие. – М.: Наука и технологии, 2002. – 519 с.
3. Каменских А.П., Заяц Л.Ц., Клейнер Л.М. // Физика металлов и металловедение. 2002. Т. 93. № 1. С. 90 – 93.
4. Митрохович Н.Н., Симонов Ю.Н., Клейнер Л.М. Технологичность и конструкционная прочность низкоуглеродистых сталей с мартенситной структурой: Учеб. пособие. – Пермь: Перм.гос.техн.ун-т, 2004. – 123 с.
5. Пат. 2477333 РФ. Низкоуглеродистая легированная сталь / Ю.Н. Симонов, Д.О. Панов, М.Ю. Симонов и др. 2013. Бюль. № 7.
6. Васильева А.Г. Деформационное упрочнение закаленных конструкционных сталей. – М.: Машиностроение, 1981. – 231 с.
7. Тюрин В.А., Лазоркин В.А., Поспеев И.А. Ковка на радиально-обжимных машинах. – М.: Машиностроение, 1990. – 256 с.
8. Быкова П.О., Заяц Л.Ц., Панов Д.О. // Заводская лаборатория и методы неразрушающего контроля. 2008. № 6. С. 42 – 45.
9. Изотов В.И., Вознесенский В.В., Бащенко А.П. Влияние величины исходного зерна на структуру и предел текучести стали, закаленной на мартенсит // В сб. науч. тр. ЦНИИЧМ «Проблемы металловедения и физики металлов». – М.: Металлургия, 1976. № 3. С. 192 – 199.

© 2013 г. Д.О. Панов, А.Н. Балахнин, А.С. Перцев,
А.И. Смирнов, М.Ю. Симонов
Поступила 6 июля 2013 г.