

ЗАВИСИМОСТЬ УРОВНЯ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ КОНСТРУКЦИОННОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ОТ ХАРАКТЕРА РАСПРЕДЕЛЕНИЯ МИКРОТВЕРДОСТИ ПО СЕЧЕНИЮ*

А.Н. БАЛАХНИН, аспирант

Д.О. ПАНОВ, ст. преп.

*Ю.Н. СИМОНОВ, доктор техн. наук, профессор
(ПНИПУ, г. Пермь)*

*А.А. НИКУЛИНА, канд. техн. наук, доцент
(НГТУ, г. Новосибирск)*

Статья поступила 20 ноября 2012 года

Балахнин А.Н. – 614990, г. Пермь, Комсомольский проспект, 29,
Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
e-mail: mto@pstu.ru

Исследована взаимосвязь распределения микротвердости по сечению прутков стали 15Х3Г3МФ после различных режимов обработки и уровня ударной вязкости, а также макрорельефа излома образцов после испытаний на КСТ.

Ключевые слова: низкоуглеродистая сталь, пакетный мартенсит, микротвердость, ударная вязкость, радиальная ковка.

Введение

Диспергирование структуры стали является самым распространенным способом улучшения эксплуатационных свойств стали, так как реализуемый при этом зернограницно-субструктурный механизм упрочнения – единственный из известных приводит к повышению как характеристик прочности, так и характеристик пластичности материалов.

Перспективным промышленным способом диспергирования структуры низкоуглеродистых мартенситных сталей является совмещение холодной пластической деформации (ХПД) методом радиальнойковки (РК) и последующей термической обработки.

Целью данной работы является установление взаимосвязи между характером распределения микротвердости по сечению и уровнем ударной вязкости стали 10Х3Г3МФ после различных режимов деформационно-термической обработки.

Материалы и методики проведения исследований

Материалом для исследования выбрана низкоуглеродистая системнолегированная сталь 15Х3Г3МФ со следующим химическим составом, % (масс.): 0,09 С; 2,75 Мп; 2,76 Cr; 0,41 Мо; 0,37 Si; 0,19 Ni; 0,12 V; 0,002 Ti; 0,011 S; 0,021 Р.

Вследствие высокой устойчивости переохлажденного аустенита в исследуемой стали при охлаждении на воздухе с температур горячейковки по всему сечению сформирована структура пакетного мартенсита (далее по тексту – «исходно закаленное состояние»).

Далее сталь 15Х3Г3МФ со структурой пакетного мартенсита подвергали ХПД на радиально-ковочной машине SXP 16 с круга диаметром 19 мм на круг 12 мм, что составило 60 % деформации (далее по тексту – «холоднодеформированное состояние»). В качестве степени пластической деформации принимали

* 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».

величину укова ϵ , определяемую по результатам изменения площади поперечного сечения образца до и послековки.

Термическую обработку холоднодеформированной (РК 60 %) стали 15ХЗГЗМФ проводили по следующим режимам:

– рекристаллизационный отжиг 550 °С, выдержка 1 ч, охлаждение на воздухе («РК60 % + отжиг 550 °С»);

– интенсивная термическая обработка – нагрев со скоростью 80...90 °С/с в соляной ванне до температур 900 и 1000 °С, выдержка 35 с, охлаждение в воде (обозначение «РК60 % + нагрев 900 °С», «РК60 % + нагрев 1000 °С» соответственно).

Микродюрметрические исследования проводили в соответствии с ГОСТ 9450–76 на автоматическом микротвердомере для проведения испытаний по Виккерсу DuraScan 70 по методу восстановленного отпечатка вдавливанием четырехгранной алмазной пирамиды с квадратным основанием при нагрузке 2Н. Измерения на каждом образце проводили по двум взаимно перпендикулярным диаметрам от края до края образца. Шаг между точками измерений составлял 0,3 мм.

Испытания на ударный изгиб осуществляли на маятниковом копре МК-30 в соответствии с ГОСТ 9454 – 78 на образцах с усталостной трещиной типа 17. Усталостную трещину растили на вибраторе Дроздовского.

Электронно-фрактографические исследования велись на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO50 при увеличениях до 15 000 крат и ускоряющем напряжении 30 кВ.

Результаты исследований и их обсуждение

Результаты анализа структуры стали 15ХЗГЗМФ в исходно закаленном состоянии и после ХПД методом РК [1] показали, что распределение микротвердости по сечению исходно закаленного прутка однородно и находится на уровне около 390 HV. Ударная вязкость КСТ исходного горячекованного прутка составляет 0,21 МДж/м² (см. таблицу), а макрорельеф изло-

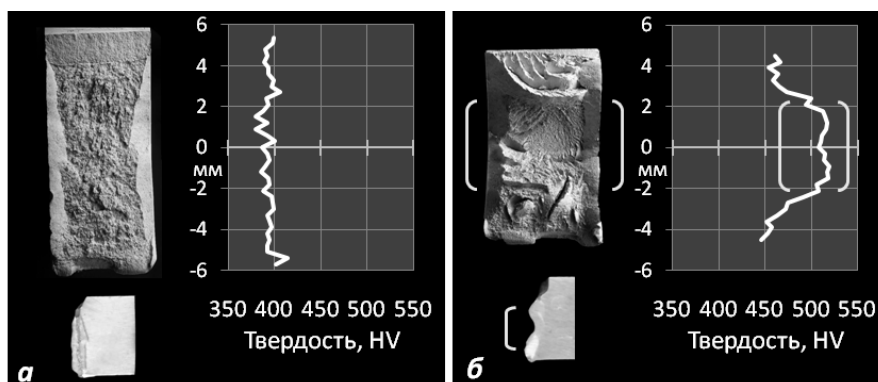


Рис. 1. Излом стали 15ХЗГЗМФ после испытаний на КСТ и распределение микротвердости по сечению образца в исходно закаленном состоянии (а) и после ХПД 60 % методом РК (б), $\times 8$

ма характеризуется наличием областей боковой утяжки и развитой плоской однородной по всему сечению центральной областью (рис. 1, а).

Холодная пластическая деформация 60 % методом РК приводит к повышению общего уровня твердости (рис. 1, б), но при этом меняется характер её распределения по сечению образца: формируются две области материала – сердцевина и периферия. Сердцевина отличается высоким и однородным уровнем твердости порядка 510 HV. На периферии микротвердость неоднородна и плавно снижается в направлении от центра к краям образца. В сравнении с исходно закаленным состоянием ударная вязкость после РК 60 % возрастает более чем в 2,5 раза и достигает значений 0,55 МДж/м² (см. таблицу).

Значения ударной вязкости после различных режимов деформационно-термической обработки

Режим обработки стали 15ХЗГЗМФ	КСТ, МДж/м ²
Исходное закаленное состояние	0,21
ХПД 60 % методом РК	0,55
ХПД 60 % методом РК + отжиг 550 °С	0,63
ХПД 60 % методом РК + нагрев 900 °С	0,91
ХПД 60 % методом РК + нагрев 1000 °С	1,15

Фрактографический анализ показал, что при разрушении в условиях динамических испытаний стали 15ХЗГЗМФ, подвергнутой ХПД 60 % методом РК, трещина изменяет направление движения в пограничных местах между сердцевиной и периферией. В результате такого движения трещина формирует развитый макрорельеф поверхности разрушения образца, повторяющий

профиль распределения микротвердости по сечению (рис. 1, б), а боковая утяжка при этом не проявляется. Все это приводит к увеличению работы уровня ударной вязкости (КСТ) по сравнению с исходным закаленным состоянием (см. таблицу).

Для повышения уровня свойств стали 15ХЗГЗМФ была предложена комплексная деформационно-термическая обработка, сочетающая в себе ХПД 60 % методом РК и последующую термическую обработку по различным режимам. По результатам ранее проведенных исследований [2, 3] было установлено, что оптимальными, с точки зрения получения наиболее дисперсной структуры, являются следующие режимы термической обработки холоднодеформированной стали 15ХЗГЗМФ: отжиг 550 °С (выдержка 1 ч), интенсивная термическая обработка на температуры 900 и 1000 °С.

МикродюрOMETрический анализ показал, что при отжиге 550 °С холодно-деформированной стали 15ХЗГЗМФ, несмотря на релаксацию остаточных напряжений и развитие процессов полигонизации и рекристаллизации, в материале сохраняется неоднородный характер распределения твердости по сечению (рис. 2). Следует отметить, что уровень твердости после отжига 550 °С значительно снижается по сравнению с исходным холоднодеформированным состоянием: твердость сердцевина находится на уровне 410 HV, что сопоставимо со значениями твер-

дости исходного закаленного недеформированного прутка (390 HV), тогда как твердость периферии снижается сильнее – до 360 HV (у края образца).

Ударная вязкость (КСТ), обработанных по режиму РК60 % + отжиг 550 °С образцов, увеличивается до значений 0,63 МДж/м², что выше значений холоднодеформированных образцов (см. таблицу).

Анализ поверхности разрушения стали 15ХЗГЗМФ после рекристаллизационного отжига показал, что на процесс разрушения в условиях динамических испытаний оказывает влияние неоднородное распределение твердости по сечению – трещина меняет направление распространения на границе между областями с повышенной (сердцевина) и пониженной твердостью (периферия). Это, наряду с большей пластичностью [3], приводит к формированию более развитого макрорельефа излома и большему уровню КСТ при отсутствии боковой утяжки.

Интенсивная термическая обработка с нагревом на 900 °С холоднодеформированных образцов вызывает изменение характера распределения твердости: твердость находится на одном уровне (порядка 460 HV) и однородна по всему сечению образца (рис. 3, а). Благодаря формированию очень дисперсной структуры значения ударной вязкости стали 15ХЗГЗМФ, обработанной по режиму «РК60 % + нагрев 900 °С», находятся на высоком уровне и достигают значения 0,91 МДж/м² (см. таблицу). Излом образца отражает характер распределения микротвердости по сечению – однородный, плоский по всему сечению, с развитыми областями боковой утяжки.

Увеличение температуры скоростного нагрева холоднодеформированной стали 15ХЗГЗМФ с 900 до 1000 °С вызывает более интенсивное протекание процессов собирательной рекристаллизации, что обуславливает некоторое снижение твердости (рис. 3, б) относительно нагрева на 900 °С. В результате развития процессов собирательной рекристаллизации твердость сердцевина прутка оказывается несколько ниже, чем твердость периферии: 415 и 435 HV соответственно. Такой характер распределения микротвердости приводит к росту уровня ударной вязкости (КСТ) образцов,

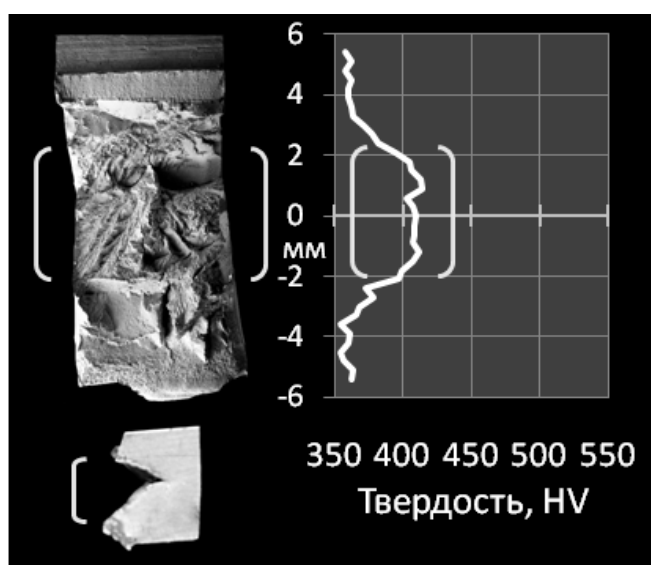


Рис. 2. Излом после испытаний на КСТ и распределение микротвердости по сечению образца стали 15ХЗГЗМФ, подвергнутой ХПД 60 % методом РК и рекристаллизационному отжигу при 550 °С, ×8

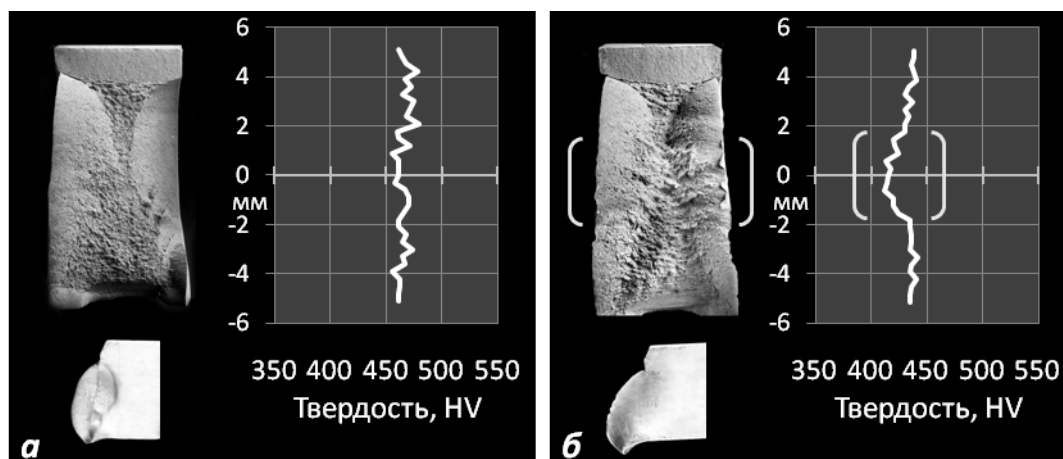


Рис. 3. Излом после испытаний на КСТ и распределение микротвердости по сечению образцов стали 15Х3Г3МФ, подвергнутой ХПД 60 % методом РК и последующим однократным нагревам на 900 °С (а) и 1000 °С (б), $\times 8$

обработанных по режиму «РК60 % +нагрев 1000 °С», до 1,15 МДж/м² (см. таблицу). При этом неоднородность в распределении твердости по сечению образцов после интенсивной термической обработки на 1000 °С проявляется в строении излома – в центральной части плоского участка излома наблюдается более рыхлая поверхность.

Выводы

Установлено, что при формировании методом комплексной деформационно-термической обработки по сечению образца двух областей с различным уровнем твердости, т. е. создание деформационно-неоднородного материала по сечению, происходит изменение направления распространения трещины при испытаниях, что увеличивает работу разрушения трещины при динамических испытаниях.

Список литературы

1. Балахнин А.Н., Вагин Р.А., Панов Д.О., Смирнов А.И., Морева Н.А. Структурообразование конструкционной низкоуглеродистой стали при комплексной механико-термической обработке на этапе холодной пластической деформации методом радиальнойковки // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. – 2012. – № 3. – С. 92–94.
2. Панов Д.О., Балахнин А.Н., Титова М.Г., Орлова Е.Н., Смирнов А.И., Симонов Ю.Н. Эволюция структуры и свойств при интенсивной термоциклической обработке холоднодеформированной системнолегированной стали 10Х3Г3МФ // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2012. – № 11. – С. 17–22.
3. Балахнин А.Н., Панов Д.О., Титова М.Г., Перцев А.С., Смирнов А.И., Симонов Ю.Н. Влияние холодной пластической деформации методом радиальнойковки и последующей термической обработки на структуру и свойства стали 10Х3Г3МФ // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2012. – № 11. – С. 22–28.

Dependence of level of impact strength constructional low-carbon steel from character of distribution of microhardness on cross section

A.N. Balakhnin, D.O. Panov, U.N. Simonov, A.A. Nikulina

The article presents the results of research of interconnection microhardness distribution over the cross section rods of steel 15H3G3MF and impact strength level after different treatment conditions. The relation microhardness distribution and fracture macro relief after impact strength test was also introduced.

Key words: low carbon steel, batch martensite, microhardness, impact strength, radial forging.