

ОТПУСКОУСТОЙЧИВОСТЬ ЗАКАЛЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ, ПОДВЕРГНУТЫХ ХОЛОДНОЙ РАДИАЛЬНОЙ КОВКЕ

Балахнин А.Н.

ФГОУ ВПО Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия (614990 г. Пермь, Комсомольский проспект, 29), e-mail: aleksbal59@gmail.com

В данной статье представлены результаты исследования термической стабильности конструкционных низкоуглеродистых сталей 10X3Г3МФ и 10X3Г3МФТ, подвергнутых холодной пластической деформации методом радиальной ковки. Перед холодной радиальной ковкой исследуемые стали имели структуру пакетного мартенсита. Реализованная степень пластической деформации ϵ при холодной радиальной ковке составила 60%. Для изучения отпускоустойчивости холоднодеформированные образцы сталей 10X3Г3МФ и 10X3Г3МФТ нагревали в термических камерных печах до температур 400–600 °С с варьированием времени выдержки от 30 минут до 3 часов, охлаждение производили в воду. О степени протекания процессов отпуска и рекристаллизации судили по изменению твердости исследуемых образцов. Показано, что для обеих марок стали после всех режимов термической обработки сохраняется разница в твердости центра и края прутков, сформированная на этапе холодной радиальной ковки. Анализ графиков изменения твердости показал, что в стали 10X3Г3МФ реализация процессов отпуска и рекристаллизации и формирование термически стабильного состояния проходит в течение первого часа выдержки в интервале температур 400 – 600 °С, а в стали 10X3Г3МФТ – в течение 2 часов, что подтверждается данными электронно-микроскопических исследований. Экспериментально показана высокая отпускоустойчивость исследуемых сталей и торможение процессов отпуска холоднокованных сталей при их легирование титаном.

Ключевые слова: низкоуглеродистая сталь, конструкционная сталь, холодная пластическая деформация, радиальная ковка, твердость, пакетный мартенсит, просвечивающая электронная микроскопия.

TEMPERING RESISTANCE OF HARDENED CONSTRUCTIONAL LOW CARBON STEELS AFTER COLD RADIAL FORGING

Balakhnin A.N.

¹State National Research Politechnical University of Perm. Perm, Russia (614990, Perm, Komsomolskiy Prospekt str., 29), e-mail: aleksbal59@gmail.com

Thermal stability of low carbon steels grades 10H3G3MF and 10H3G3MFT cold deformed by radial forging method was investigated. Initial structure of steels before cold plastic deformation (CPD) by radial forging (RF) method was lath martensite. Degree of plastic deformation (ϵ) was 60 %. For the purpose of study tempering resistance we realized heat treatment by following conditions: stoving to the temperature 400–600 °C; curing time – 30, 60, 120, 360 minutes; water cooling. Degree of tempering and recrystallization development was estimated by steel hardness evolution. It was shown that difference between value of hardness at core and edge of cold forged steel rods are survived after all heat treatments. Judging by the plot of hardness evolution and transmission electron microscopy analysis findings, processes of tempering and recrystallization in steel 10H3G3MF were realized after 1 hour at temperature 400–600 °C and in steel 10H3G3MFT – after 2 hours. High level of tempering resistance of investigating steels and decelerating of tempering and recrystallization processes by Ti alloyage were experimentally shown.

Keywords: low carbon steel, constructional steel, cold plastic deformation, radial forging, hardness, lath martensite, transmission electron microscopy.

Введение

Диспергирование структуры является наиболее распространенным способом улучшения комплекса свойств конструкционных сталей, так как позволяет одновременно повысить как характеристики прочности, так и характеристики пластичности. Измельчение структуры стали возможно реализовать различными методами термической или механо-

термической обработки, однако важно получить состояние материала, характеризующееся не только малым размером элементов субструктуры, но также и хорошей термической стабильностью (отпускоустойчивостью).

Целью данного исследования является изучение отпускоустойчивости сталей 10Х3Г3МФ и 10Х3Г3МФТ, подвергнутых в исходно закаленном состоянии холодной пластической деформации методом радиальнойковки.

Материалы и методики проведения исследований

В качестве материала исследования выбраны конструкционные низкоуглеродистые стали 10Х3Г3МФ и 10Х3Г3МФТ, химический состав которых представлен в таблице 1. После разливки и кристаллизации полученные слитки исследуемых сталей подвергали горячей прокатке и последующей горячей свободной ковке с получением прутков диаметром $\varnothing 18,5 \pm 0,5$ мм (19 мм), охлаждение производили на воздухе.

Таблица 1. Химический состав материалов исследования [6]л

№	Марка стали	Содержание химических элементов, % (масс.)										
		C	Si	Mn	Cr	Ni	V	Mo	Cu	S	P	Ti
1	10Х3Г3МФ	0,09	0,38	2,78	2,79	0,17	0,13	0,43	0,19	0,012	0,023	0,002
2	10Х3Г3МФТ	0,09	0,40	2,65	2,81	0,17	0,13	0,43	0,18	0,011	0,018	0,02

Холодную пластическую деформацию прутков исследуемых сталей со структурой пакетного мартенсита проводили методом радиальнойковки на радиально-обжимной машине по режиму: скорость подачи заготовки 180 мм/мин, скорость вращения заготовки 25 об/мин, скорость ударов бойков 1000 уд/мин, в процессековки заготовка непрерывно охлаждалась водой. Степень пластической деформации определяли как величину укова, рассчитываемую через изменение площади поперечного сечения образца. Переков прутков с круга $\varnothing 18,5 \pm 0,5$ мм на круг $\varnothing 12 \pm 0,5$ мм позволил реализовать в исследуемых материалах степень пластической деформации $\epsilon = 60$ %.

Термическую обработку (последодеформационные отжиги) для изучения устойчивости состояния холоднокованных сталей 10Х3Г3МФ и 10Х3Г3МФТ проводили в лабораторных термических камерных печах типа ПЛ-12.5/10. Посадку образцов производили в горячую печь, температура нагрева составляла 400 и 600 °С, время выдержки – 30 мин, 1, 2 и 3 часа. Выбор температур нагрева обусловлен тем, что при температуре 400 °С в исследуемых материалах развивается только деформационное старение и, возможно, полигонизация, а при 600 °С активно протекают рекристаллизационные процессы. Охлаждение исследуемых образцов сталей 10Х3Г3МФ и 10Х3Г3МФТ производили в воду с целью фиксации

состояния, полученного при температуре выдержки, и подавления диффузионных процессов, протекающих при медленном охлаждении.

Изучение тонкой структуры сталей производили с использованием просвечивающего электронного микроскопа Technai G2 FEI при ускоряющем напряжении 200 кВ.

Измерение твердости на образцах проводили методом Роквелла в соответствии с требованиями ГОСТ 9013-59. Доверительный интервал составил ± 1 единица шкалы HRC. Результаты измерения твердости получены как среднее арифметическое 3 – 4 измерений.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Благодаря особенностям системы легирования [6], исследуемые стали 10X3Г3МФ и 10X3Г3МФТ отличаются высокой устойчивостью переохлажденного аустенита, в результате чего при охлаждении на воздухе с температур горячейковки в них происходит мартенситное превращение с образованием структуры пакетного мартенсита по всему сечению прутка [3, 5]. Анализ тонкой структуры сталей 10X3Г3МФ (рис. 1, *а*) и 10X3Г3МФТ (рис. 1, *б*) после холодной радиальнойковки (ХРК) позволяет говорить о дисперсном пакетно-речном строении мартенсита с высокой плотностью дефектов кристаллического строения и фрагментированностью реек в результате самоорганизации дислокационной структуры при деформации.

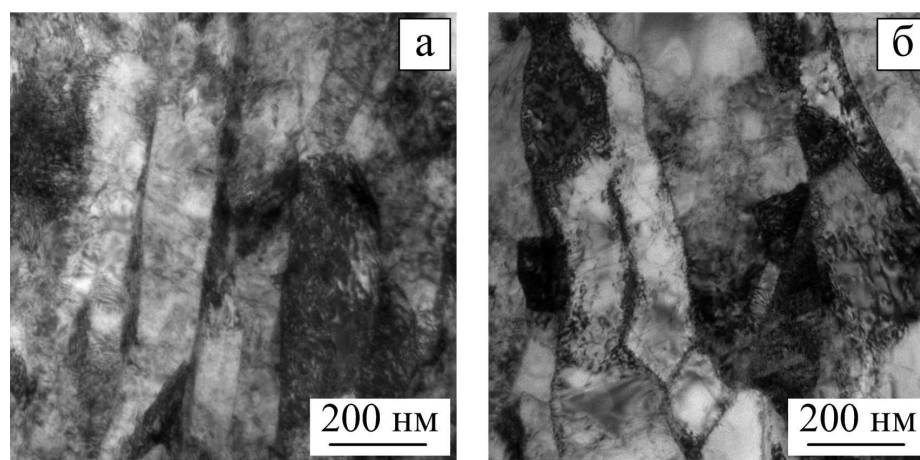


Рисунок 1. Тонкая структура сталей 10X3Г3МФ (*а*) и 10X3Г3МФТ (*б*) после холодной пластической деформации ($\epsilon=60\%$) методом радиальнойковки

Ранее проведенные исследования [2, 3, 5] показали, что холодная пластическая деформация методом радиальнойковки конструкционных низкоуглеродистых сталей со структурой пакетного мартенсита приводит к диспергированию структуры и повышению комплекса механических свойств. Однако остается открытым вопрос о термической стабильности состояния, полученного в результате холодной радиальнойковки (ХРК) сталей различного химического состава. На разных этапах нагрева холоднодеформированных закаленных сталей в них протекают процессы отпуска и рекристаллизации, заключающиеся

в перераспределении атомов в твердом растворе, распаде мартенсита, коагуляции карбидов, эволюции дислокационной структуры, миграции границ зерна и т.д. Общим для всех этих процессов является то, что, во-первых, они направлены на уменьшение свободной энергии системы и, во-вторых, по своей природе являются диффузионными процессами. Уменьшение свободной энергии системы, снижение дефектности и неравновесности состояния, сформированного после ХРК, вызывает снижение характеристик прочности материала. Поэтому в качестве интегрального показателя, позволяющего судить о протекании и степени завершенности процессов отпуска и рекристаллизации, может использоваться твердость: развитие процессов отпуска приводит к снижению прочности и, соответственно, твердости, а завершение процессов отпуска и формирование стабильного состояния материала приводит к установлению твердости на определенном уровне.

На рисунке 2 представлены графики изменения твердости центра и края образцов сталей 10Х3Г3МФ и 10Х3Г3МФТ, подвергнутых ХРК и последующей термической обработке по различным режимам. Как видно из представленных на рисунке 2 данных, после всех режимов отжига сохраняется различие в твердости центра и края исследуемых образцов, сформированное на стадии ХРК (твердость в точке "0 ч." на графиках).

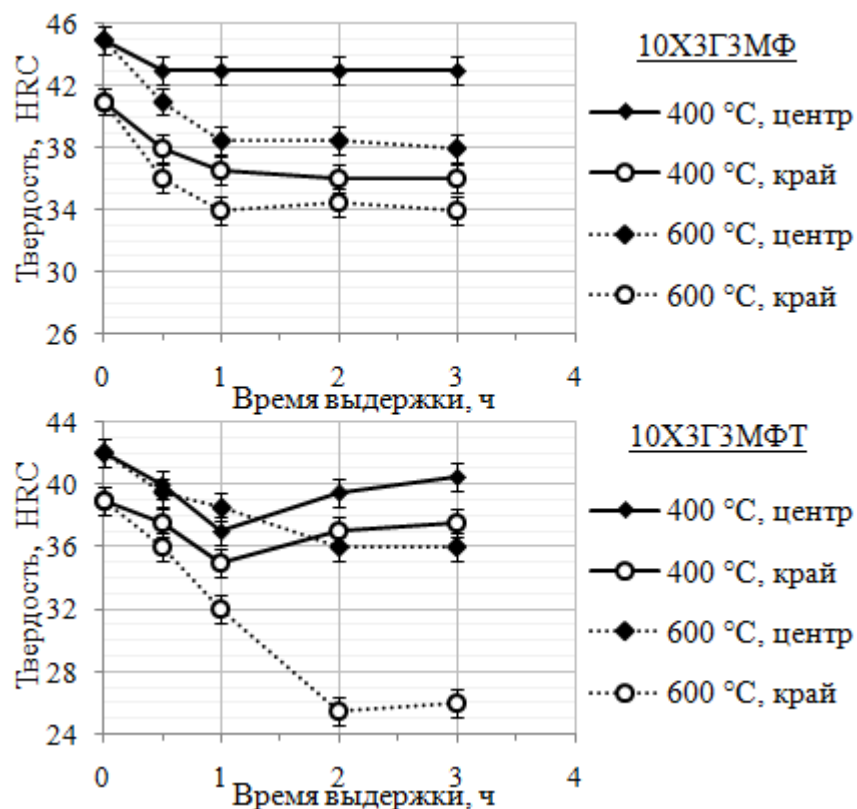


Рисунок 2. Твердость центра и края холоднокованных ($\epsilon=60\%$) образцов сталей 10Х3Г3МФ и 10Х3Г3МФТ в зависимости от температуры нагрева и времени выдержки. Примечание: 0 ч. – твердость образца после ХРК.

В стали 10X3Г3МФ характер зависимости твердости от времени выдержки одинаковый для центра и края образцов вне зависимости от температуры обработки. При получасовом отжиге снижение твердости образцов холоднокованой стали 10X3Г3МФ: при температуре выдержки 400 °С – с 45 до 43 HRC в центре и с 41 до 38 HRC – на краю образцов; при температуре 600 °С – падение происходит до 41 и 36 HRC в центре и на краю образца, соответственно. После отжига продолжительностью 1 час твердость продолжает снижаться до уровня 43 и 38 HRC в сердцевине и 36 и 34 HRC на краю после отжигов 400 и 600 °С, соответственно. После чего значения твердости стабилизируются, и дальнейшее увеличение времени выдержки при отжиге не приводит к изменению уровня твердости стали 10X3Г3МФ. Такой характер изменения твердости свидетельствует о том, что в холоднодеформированной стали 10X3Г3МФ все процессы отпуска и рекристаллизации реализуются в течение первого часа выдержки, после чего формируется стабильное состояние материала, на которое не оказывает влияния увеличение времени выдержки.

В стали 10X3Г3МФТ, отличающейся от 10X3Г3МФ наличием в составе титана, наблюдается схожая тенденция изменения твердости по мере увеличения времени выдержки при отжиге: в течение первого часа выдержки происходит снижение уровня твердости при сохранении разницы в твердости сердцевины и края образцов. Увеличение продолжительности выдержки до 2 часов при температуре 600 °С приводит к дальнейшему снижению твердости (при этом твердость сердцевины образцов снижается в меньшей степени, чем твердость по краю), а при температуре 400 °С – к незначительному повышению твердости. Такие тенденции изменения твердости стали 10X3Г3МФТ объясняются развитием процессов деформационного старения. Увеличение продолжительности выдержки до 3 часов показывает стабилизацию уровня твердости стали 10X3Г3МФТ как при температуре выдержки 400 °С, так и при 600 °С. Таким образом, можно сделать вывод, что в стали 10X3Г3МФТ на завершение всех процессов отпуска и рекристаллизации, т.е. формирование термически стабильного состояния материала, требуется минимум 2 часа при температурах выдержки 400-600 °С.

По результатам электронно-микроскопического анализа можно сделать вывод, что в стали 10X3Г3МФ после обработки по режиму "ХРК + отжиг 600 °С, 1 час" (рис. 3, а) проходит процесс собирательной рекристаллизации. Аналогичное состояние наблюдается в стали 10X3Г3МФТ (рис. 3, б) после ХРК и отжига 600 °С с более длительной выдержкой – 2 часа, что подтверждает данные, полученные при анализе графиков изменения твердости.

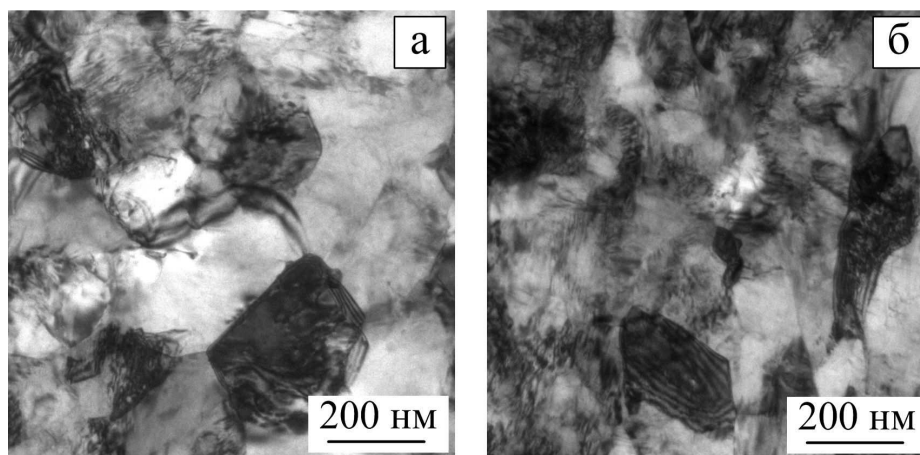


Рисунок 3. Тонкая структура исследуемых сталей после ХРК и последующего отжига 600 °С: *а* – сталь 10Х3Г3МФ, отжиг 1 час; *б* – сталь 10Х3Г3МФТ, отжиг 2 часа.

Следует отметить, что, несмотря на всю схожесть состояний, полученных в сталях 10Х3Г3МФ и 10Х3Г3МФТ после обработки по режимам "ХРК + отжиг 600 °С" с выдержкой 1 и 2 часа, соответственно, в стали 10Х3Г3МФТ наблюдаемая плотность дефектов кристаллического строения несколько выше, чем в стали 10Х3Г3МФ, что свидетельствует о затрудненности протекания процессов отпуска и рекристаллизации.

Заключение

Сопоставляя полученные данные о продолжительности выдержки в интервале 400-600 °С, требуемой для формирования термически стабильного состояния материала, а так же результаты электронно-микроскопических исследований, можно сделать вывод, что в стали 10Х3Г3МФТ, отличающейся от 10Х3Г3МФ повышенным содержанием титана, затруднены процессы отпуска и рекристаллизации. Является широко известным [1, 4] тот факт, что титан тормозит путем образования мелкодисперсных карбидов типа TiC развитие процессов рекристаллизации при нагреве сталей в недеформированном или слабодеформированном состоянии. Проведенное исследование показало, что и в низкоуглеродистых сталях системы легирования 10Х3Г3МФ(Т) со структурой пакетного мартенсита, подвергнутых холодной радиальной ковке, титан оказывает аналогичное тормозящее действие на развитие рекристаллизации при нагреве. Экспериментально показано, что холоднодеформированные стали 10Х3Г3МФ и 10Х3Г3МФТ характеризуются хорошей отпускостойчивостью, что позволяет говорить о перспективности использования радиальнойковки для повышения комплекса свойств низкоуглеродистых сталей со структурой пакетного мартенсита.

Список литературы

1. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. 3-е изд. – М.: МИСиС, 2005. – 432.
2. Балахнин А.Н., Вагин Р.А., Панов Д.О., Смирнов А.И., Морева Н.А. Структурообразование конструкционной низкоуглеродистой стали при комплексной механо-термической обработке на этапе холодной пластической деформации методом радиальнойковки // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. 2012, № 3 (56), С. 92-94.
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 // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallor. 2012. № 11. С. 22-27.
4. Липчин Н.Н., Белых Ю.А., Коковьякина С.А. Фазовые и структурные превращения при нагреве металлов и сплавов // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallor. – 1976. – № 6. – С. 60–64.
5. Панов Д.О., Балахнин А.Н., Перцев А.С., Смирнов А.И., Симонов М.Ю. Диспергирование закаленной низкоуглеродистой стали при холодной пластической деформации и последующей интенсивной термической обработке // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2013. № 9. С. 57-61.
6. Патент 2477333 РФ. С 22 С 38/38. Симонов Ю.Н., Панов Д.О., Симонов М.Ю., Касаткин А.В., Подузов Д.П. Низкоуглеродистая легированная сталь. Бюл. 2013. № 7.

Рецензенты:

Ханов А.М., д.т.н., профессор, заведующей кафедрой КМиТОМ Механико-технологического факультета ФГБОУ ВПО "Пермский национальный исследовательский политехнический университет", г. Пермь.

Симонов Ю.Н., д.т.н., профессор, заведующий кафедрой МТО Механико-технологического факультета ФГБОУ ВПО "Пермский национальный исследовательский политехнический университет", г. Пермь.