

УДК 669.14; 621.73

ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 40ХГНМ РОТАЦИОННОЙ КОВКОЙ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Дедюлина О.К., Салищев Г.А.

ФГАОУ ВПО «Белгородский государственный национальный исследовательский университет»,
Белгород, e-mail: dedyulina@bsu.edu.ru

Проведено исследование эволюции структуры в ходе интенсивной пластической деформации среднеуглеродистой стали 40ХГНМ при температурах на последних проходах 500 и 600 °С. Установлено, что данная обработка ведет к формированию структуры, состоящей из вытянутых в направлении деформации ферритных зерен с размером 500 нм при 500 °С и 580 нм при 600 °С в поперечном сечении. Карбиды в матрице распределены равномерно, средний размер составляет 55 нм при 500 °С и 75 нм при 600 °С. Формирование ультрамелкозернистой структуры приводит к увеличению пластичности стали 40ХГНМ на 5–6% по сравнению с состоянием после закалки и высокого отпуска. Показано, что при сравнимых температурахковки и высокого отпуска прочностные характеристики в последнем состоянии несколько выше. Образующаяся в результате ротационнойковки волокнистая ультрамелкозернистая структура приводит к росту ударной вязкости по сравнению с состоянием после высокого отпуска в 4 раза, в том числе и при температурах хрупко-вязкого перехода.

Ключевые слова: ротационная ковка, среднеуглеродистая сталь, нанокарбиды, ультрамелкозернистая структура, прочность, пластичность, ударная вязкость, хрупко-вязкий переход

FORMATION OF ULTRAFINE-GRAINED STRUCTURE IN MEDIUM-CARBON STEEL 40HGNM BY SWAGING AND ITS INFLUENCE ON MECHANICAL PROPERTIES

Dedyulina O.K., Salishev G.A.

Belgorod state national research university, Belgorod, e-mail: dedyulina@bsu.edu.ru

The microstructure evolution of water quenched medium-carbon steel type 40HGNM during swaging at 500 and 600 °C was studied. The microstructure consisted of elongated in the deformation direction ferrite grains with the transversal size of 500 nm at 500 °C and 580 nm at 600 °C. Carbides measured 55 nm at 500 °C and 75 nm at 600 °C distributed homogeneously in the matrix. Formation of ultrafine-grained microstructure resulted in increase in ductility of the steel by 5–6% in comparison with the as water-quenched and high-temperature tempered condition. At the comparable temperatures of swaging and high-temperature tempering the latter condition shows higher strength. The fiber microstructure formed during swaging resulted in the increase in impact toughness by a factor of 4 (as well at the temperatures corresponded to the brittle-ductile transition) in comparison with the high-temperature tempered condition.

Keywords: swaging, medium-carbon steel, nanocarbitides, ultrafine-grained structure, strength, ductility, impact strength, ductile to brittle transition

Влияние измельчения структуры на свойства углеродистых сталей исследовалось во многих работах [2–4]. Было отмечено, что измельчение зерна феррита при сфероидизации цементита позволяет при сохранении на высоком уровне прочности снизить температуру хрупко-вязкого перехода. Интерес к измельчению структуры углеродистых сталей существенно возрос в связи с развитием методов интенсивных пластических деформаций [1, 5]. Однако равноканальное угловое прессование, всесторонняя ковка, аккумуляруемая прокатка и другие методы представляются с точки зрения технологии пока еще малоэффективными, сильно удорожающими дешевые стали. В этой связи следует обратить внимание на недавнюю работу [5]. Авторы представляют результаты экспериментальных данных, показывающие эффективность обычных прокатных технологий для получения продуктов из сталей

с экстремальными свойствами. В этом же направлении выполнена работа [6]. В ней в результате измельчения микроструктуры среднеуглеродистой стали теплой прокаткой получено ультрамелкое зерно, а сталь показала экстремально высокую прочность и обратную зависимость ударной вязкости в области хрупко-вязкого перехода. Между тем по сравнению с прокаткой более эффективным видом обработки представляется ротационная ковка. Этому должны способствовать малые обжатия в ходековки и присутствие в схеме нагружения гидростатической компоненты напряжения. Исследования в этом направлении не проводились. В связи с этим целью настоящей работы являлось изучение эволюции структуры в ходе ротационнойковки среднеуглеродистой низколегированной стали 40ХГНМ, определение режимов формирования в ней ультрамелкозернистой структуры и оценка механических свойств.

Материал и методы исследования

В работе использовалась среднеуглеродистая низколегированная сталь марки 40ХГНМ с химическим составом, представленным в табл. 1. Пруток в исходном состоянии размерами $\varnothing 65 \times 500$ мм был подвергнут закалке при температуре 840°C для получения структуры мартенсита. Далее заготовка была подвергнута ротационной ковке в несколько этапов. Первоначально сталь нагревали до температуры 600°C , выдержка в печи составляла 30 минут, деформацию производили постепенно с шагом 4–6 мм на диаметр: $\varnothing 65 \rightarrow \varnothing 59 \rightarrow \varnothing 54 \rightarrow \varnothing 49 \rightarrow \varnothing 44 \rightarrow \varnothing 39 \rightarrow \varnothing 35$ (режим 1). Затем заготовку разрезали на две части,

одна из которых деформировалась при 600°C , а другая – при 500°C . Заготовки нагревали до температур 500 и 600°C (выдержка в печи составляла 30 минут), а затем деформировали с шагом 3–5 мм на диаметр: $\varnothing 35 \rightarrow \varnothing 33 \rightarrow \varnothing 31 \rightarrow \varnothing 27 \rightarrow \varnothing 21$ (режим 2.1) – и с шагом 4 мм на диаметр: $\varnothing 35 \rightarrow \varnothing 31 \rightarrow \varnothing 27 \rightarrow \varnothing 23$ (режим 2.2) – соответственно. Для финального этапа сталь нагревали до температур 500 и 600°C (выдержка в печи составляла 30 минут), а затем деформировали с шагом 3 мм на диаметр: $\varnothing 21 \rightarrow \varnothing 18 \rightarrow \varnothing 15$ (режим 3.1) – и с шагом 3–5 мм на диаметр: $\varnothing 23 \rightarrow \varnothing 18 \rightarrow \varnothing 15$ (режим 3.2) соответственно. Охлаждение после каждого этапаковки проводили на воздухе до комнатной температуры.

Таблица 1

Химический состав в % (вес.) стали 40ХГНМ

C	Cr	Mn	Ni	Mo	Si	P	S
0,43	0,63	0,60	0,72	0,27	0,41	0,0236	0,0385

Образцы для исследования микроструктуры вырезались в продольном и поперечном направлениях в центрах образцов. Подготовка шлифов проводилась с постепенным уменьшением зернистости наждачной бумаги. Электролитическая полировка осуществлялась на электролите А2 на установке для электролитической полировки при напряжении 27 В и комнатной температуре. Исследования микроструктуры проводились на растровом электронном микроскопе FEI Quanta-600 в режиме обратно-рассеянных электронов. Фольги для исследования тонкой структуры получали на установке TenuPol-5 на электролите состава $10\% \text{HClO}_4 - 90\% \text{CH}_3\text{COOH}$ при напряжении 33 В и комнатной температуре. Исследования тонкой структуры проводили при помощи просвечивающего электронного микроскопа JEOL при ускоряющем напряжении 200 кВ.

Образцы на растяжение вырезали в продольном направлении согласно ГОСТ 1497-84. Механические испытания проводили на установке Instron. Образцы для испытаний на ударную вязкость вырезали в продольном направлении согласно ГОСТ 9454-78, испытания проводились на маятниковом копре.

Результаты исследования и их обсуждение

Выбор в качестве исходной структуры мартенсита был обусловлен задачей получения перед деформацией наиболее тонкодисперсной и равномерной смеси карбидов. Между тем выбранная температура нагрева под закалку не привела к полному растворению исходных карбидов. В результате в мартенсите была выявлена небольшая доля карбидов размером 120 нм. Далее была проведена термомеханическая обработка путем ротационнойковки. Начальная температура нагрева заготовок под ковку была выбрана из предварительных экспериментов на осадку образцов закаленной стали. Из этих данных был определен температурный интервалковки $600\text{--}500^\circ\text{C}$ для получения ультрамелкозернистой структуры при обеспечении достаточной технологической

пластичности стали. Ввиду этого на первом этапе была выполнена деформация со степенью $\sim 1,2$ при 600°C , а на остальных этапах деформация проводилась с нагревом на 600°C или 500°C .

Исследование микроструктуры прутков было выполнено после деформации со степенями $\sim 1,2$, $\sim 2,2$ и $\sim 2,9$ в поперечных и продольных сечениях (рис. 1). При деформации $\sim 1,2$ образовывались вытянутые в продольном направлении ферритные зерна, что свидетельствует о появлении текстуры, характерной для данного метода обработки (рис. 1 а,б). Дальнейшее увеличение деформации ведет к усилению текстуры при обеих температурах 500 и 600°C (рис. 1 в, д, ж, и). В то же время при степени деформации 2,9 доля равноосных зерен в продольном сечении существенно возрастает (рис. 1 ж, и). Отметим, что снижение температуры с 600 до 500°C ведет к увеличению неоднородности распределения деформации по поперечному сечению образца.

В табл. 2 приведены параметры микроструктуры стали после различных режимов ротационнойковки по данным сканирующей микроскопии в режиме дифракции отраженных электронов. Видно, что увеличение степени деформации ведет к уменьшению размера зерна, причем наиболее заметному при снижении температурыковки до 500°C . В то же время средний размер зерен/субзерен даже несколько увеличивается, что отражает вклад в эту величину повышения доли большеугловых границ и связанной с ними миграцией границ.

Исследования тонкой структуры показали, что карбиды в матрице распределены равномерно, формируясь как на границах, так и в объеме зерен. Средний размер карбидов после первого этапа деформации составил 45 нм; после деформации по режи-

му 2.1 ($\epsilon \sim 2,3$) – 50 нм, 2.2 ($\epsilon \sim 2,3$) – 55 нм; после максимальной степени деформации при 500°C (режим 3.1, $\epsilon \sim 2,9$) средний размер карбидов составляет 55 нм, при 600°C

(режим 3.2, $\epsilon \sim 2,9$) – 75 нм. Отчетливо наблюдаются признаки рекристаллизации: видно образование равноосных зерен, практически свободных от дислокаций (рис. 2).

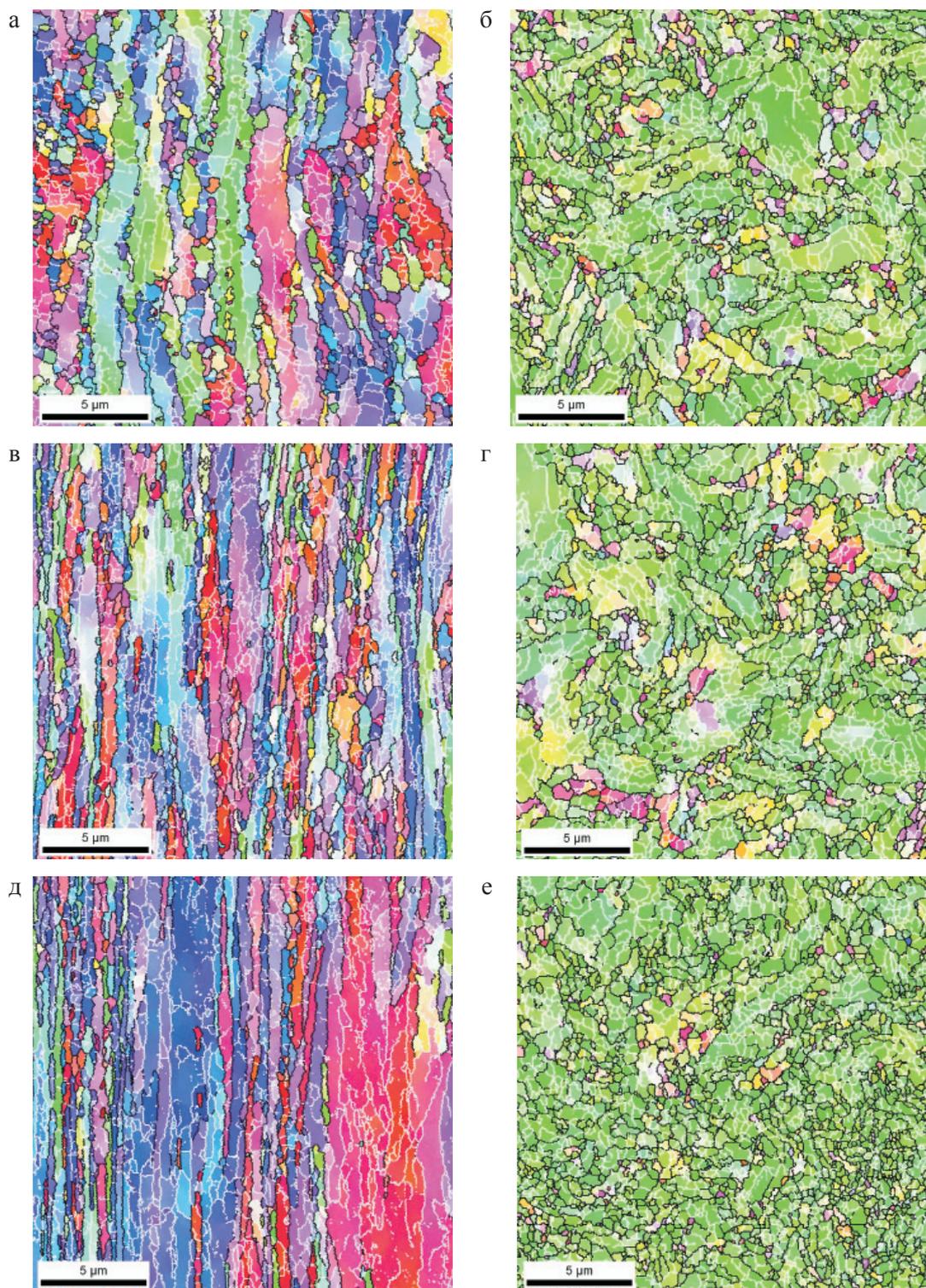


Рис. 1. Карты разориентировки границ зерен/субзерен стали 40XГНМ после ротационной ковки:
 а, б – деформация $\sim 1,2$ при 600°C; в, г – деформация $\sim 2,2$ при 500°C;
 д, е – деформация $\sim 2,2$ при 600°C; ж, з – деформация $\sim 2,9$ при 500°C;
 и, к – деформация $\sim 2,9$ при 600°C (начало)

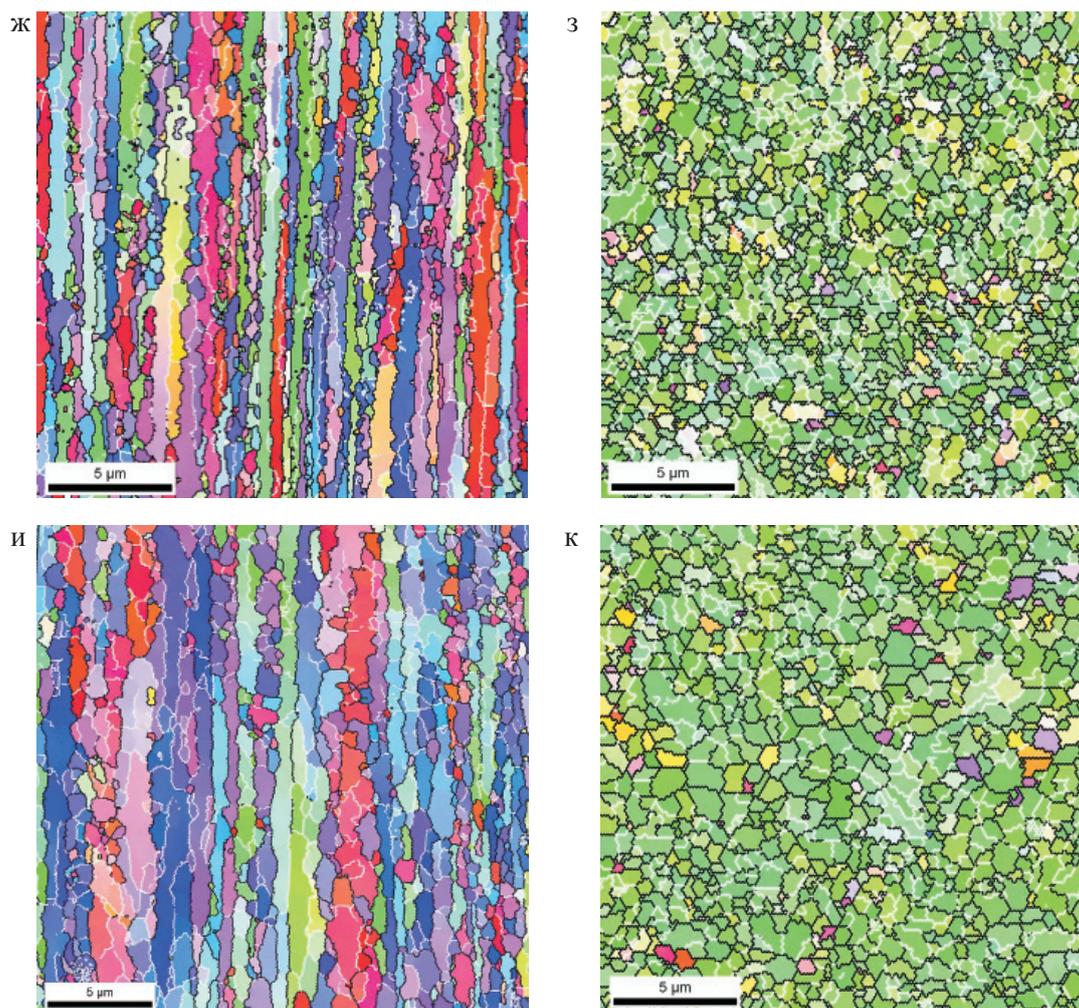


Рис. 1. Карты разориентировки границ зерен/субзерен стали 40ХГНМ после ротационнойковки:
 а, б – деформация ~1,2 при 600 °С; в, г – деформация ~2,2 при 500 °С;
 д, е – деформация ~2,2 при 600 °С; ж, з – деформация ~2,9 при 500 °С;
 и, к – деформация ~2,9 при 600 °С (окончание)

Таблица 2

Параметры микроструктуры стали 40ХГНМ в поперечном сечении прутка после различных режимов ротационнойковки

Режим ротационнойковки	$d_{\text{зерна}}$, нм	$d_{\text{зерна} + \text{субзерна}}$, нм	Доля БУГ, %	Доля МУГ, %
$\epsilon \sim 1,2$; 600 °С	705	410	52,1	47,9
$\epsilon \sim 2,2$; 500 °С	705	380	45,9	54,1
$\epsilon \sim 2,2$; 600 °С	590	365	58,3	41,7
$\epsilon \sim 2,9$; 500 °С	500	400	71,3	28,7
$\epsilon \sim 2,9$; 600 °С	580	460	74,7	25,3

Сравнительные испытания механических свойств, проведенные для образцов, подвергнутых закалке и высокому отпуску при 600 °С и кованных при 500 и 600 °С на максимальную степень деформации, показали различие в их уровне (табл. 3). Прочностные характеристики кованных при 600 °С образцов несколько снижаются по

сравнению с закалкой и отпуском. Однако прочность кованных образцов при 500 °С по пределу прочности практически остается неизменной, а по пределу текучести существенно выше. Отметим также, что кованные образцы показывают заметно большую пластичность на 5–8%, чем после закалки и высокого отпуска.

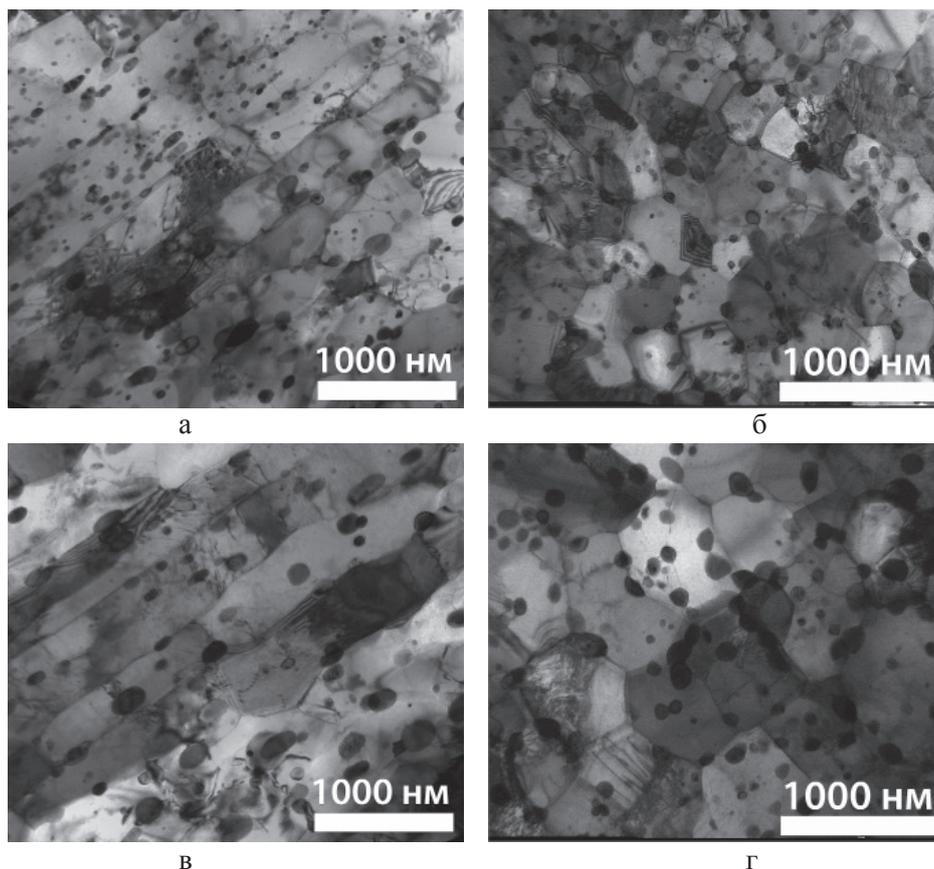


Рис. 2. Микроструктура стали 40ХГНМ после ротационной ковки на максимальную степень деформации 2,9 при 500 (а, б) и 600°C (в, г): а, в – продольное сечение; б, г – поперечное сечение

Таблица 3

Механические свойства после испытания на растяжение в различных состояниях стали

Режимы обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Закалка 840°C, отпуск 600°C, 1ч.	820	980	14
Закалка 840°C, ротационная ковка 500°C, $\epsilon \sim 2,9$	960	1000	19
Закалка 840°C, ротационная ковка 600°C, $\epsilon \sim 2,9$	830	900	22

Результаты испытания образцов на ударную вязкость представлены в табл. 4. Видно, что в термообработанной стали ударная вязкость непрерывно снижается с понижением температуры испытания и особенно резко уже при -20°C . Между тем ковкая сталь показывает не только повышенные значения ударной вязкости, которые более чем в четыре раза больше, чем в закаленном и отпущенном состоянии, но и повы-

шение ее значений с понижением температуры. Интересен факт, что ударная вязкость после ковки при 500°C и испытания при $T = -40^\circ\text{C}$ заметно снижается, но затем снова имеет рост этой характеристики. Близкая зависимость наблюдается в другом состоянии стали после ковки при $T = 600^\circ\text{C}$, однако обнаруженный минимум наблюдается при $T = -65^\circ\text{C}$ свет ветвления трещины вдоль вытянутых ферритных зерен.

Таблица 4

Влияние режимов обработки на ударную вязкость в области хрупко-вязкого перехода

Температура испытания, °C	+ 20	-20	-40	-65	-100
	Ударная вязкость, Дж				
Закалка 840°C, отпуск 600°C, 1 ч	52	30	26	22	17
Закалка 840°C, ротационная ковка 500°C, $\epsilon \sim 2,9$	235	278	202	280	291
Закалка 840°C, ротационная ковка 600°C, $\epsilon \sim 2,9$	223	258	270	217	261

Заключение

1. Интенсивная пластическая деформация методом ротационнойковки ведет к образованию вытянутых в продольном направлении ферритных зерен с размером 500 нм при 500°C и 580 нм при 600°C в поперечном сечении. Карбидная фаза равномерно распределена в матрице, средний размер карбидов составляет 55 нм при 500°C и 75 нм при 600°C.

2. Формирование ультрамелкозернистой структуры в ходе ротационнойковки приводит к увеличению пластичности стали 40ХГНМ на 5–6% по сравнению с состоянием после закалки и высокого отпуска. Установлено, что при сравнимых температурахковки и высокого отпуска прочностные характеристики в последнем состоянии несколько выше.

3. Формирование ультрамелкозернистой структуры в ходе ротационнойковки приводит к экстремальному росту ударной вязкости в области хрупко-вязкого перехода более чем в 4 раза по сравнению с состоянием после закалки и высокого отпуска.

Список литературы

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398 с.
2. Влияние деформации в режиме сверхпластичности на механические свойства стали 45 / О.А. Кайбышев, Л.И. Даутова, Г.А. Салищев, К.Г. Фархутдинов // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 1991. – № 2. – С. 89–92.
3. Смирнов М.А., Счастливцев В.М., Журавлев Л.Г. Основы термической обработки стали. – Екатеринбург: УрО РАН, 1999.
4. Влияние размера зерна и морфологии перлита на составляющие энергии разрушения стали 45 в области хрупко-вязкого перехода / Б.А. Сугирбеков, К.Г. Фархутдинов,

Ф.А. Файрушин, Г.А. Салищев // МитОМ. – 1995. – № 5. – С. 7–10.

5. Rybin V.V., Malyshevskii V.A., Khlusova E.I. Technology for creating nanostructured construction steels // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2009. – Vol. 51. – P. 5–6.

6. Yuuji Kimura, Tadanobu Inoue, Fuxing Yin, Kaneaki Tsuzaki. Inverse temperature dependence of toughness in an ultrafine grain-structure steel // *Science*. – 2008. – Vol. 320. – P. 1057–1060.

References

1. Valiev R.Z., Alexandrov I.V. *Volume nanostructural metal materials: receiving, structure and properties.*, Moscow: Academic book, 2007, 398 p.
2. Kaibyshev R. O., Dautova L. I., Salishev G.A., Farkhutdinov K.G. *Deformation influence in a superplasticity mode on mechanical properties of steel 45, Problems of mechanical engineering and reliability of cars*, no. 2, 89–92 pp, 1991.
3. Smirnov M.A., Schastlivtsev V.M., Zhuravlev L.G. *Bases of heat treatment of steel*, Yekaterinburg, 1999.
4. Sugirbekov B.A., Farkhutdinov K.G., Fairushin F.A., Salishev G.A. *Influence of the grain size and perlite morphology on components of destruction energy of steel 45 in the field of fragile and viscous transition, Metallurgical science and heat treatment of metals*, 1995, no. 5, pp. 7–10.
5. Rybin V.V., Malyshevskii V.A., Khlusova E.I. *Technology for creating nanostructured construction steels*, *Metal Science and Heat Treatment*, 2009, Vol. 51, pp. 5–6.
6. Yuuji Kimura, Tadanobu Inoue, Fuxing Yin, Kaneaki Tsuzaki. *Inverse temperature dependence of toughness in an ultrafine grain-structure steel*, *Science*, 2008, Vol. 320, pp. 1057–1060.

Рецензенты:

Зарипов Н.Г., д.ф.-м.н., профессор, зав. кафедрой материаловедения и физики металлов ФГБОУ ВПО «Уфимский государственный технический университет», г.Уфа;
Попов А.А., д.т.н., профессор, зав. кафедрой термообработки и физики металлов Уральского федерального университета имени первого Президента России Б.Н. Ельцина Минобрнауки РФ, г. Екатеринбург.
Работа поступила в редакцию 11.01.2013.