

Влияние деформации и скоростных нагревов на структуру и микротвердость стали 40X

Н. В. Минаков, В. Ю. Пучкова, Н. Д. Рудык, Г. Е. Хоменко

С помощью установки скоростного рентгенографирования СРСА-ПРВ изучены $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -фазовые превращения, кинетика бейнитомартенситных превращений, изменения структуры и микротвердости после скоростных нагревов и охлаждений стали 40X. Для сталей 20 и 40X определены уровни микронапряжений в зависимости от степени деформации и после скоростных нагревов.

Введение

В практике скоростной обработки для многих материалов используется метод скоростных нагревов, что позволяет получать улучшенный комплекс физико-механических свойств, который невозможно обеспечить другими методами [1—3]. Скоростные циклические нагревы также широко применяются и для сталей [4].

В работе [5] нашей задачей было выявить влияние скоростных нагревов на кинетику $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -фазовых превращений, структуру и микротвердость стали 20. Скоростные нагревы проводились на установке скоростного рентгенографирования СРСА-ПРВ, которая позволяет одновременно с нагревом-охлаждением выполнять рентгеноструктурные исследования с фиксацией температуры объекта, записью дилатограмм и кривых электросопротивления [6], то есть фиксировать состояние материала в данный момент (в реальном времени). Подобную методику исследований использовали в работах [7, 8].

В работе [5] было показано, что $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение при охлаждении идет по аустенитно-перлитному (аустенитно-бейнитному) механизму, что приводит к формированию однородной мелкозернистой ферритно-перлитной структуры.

В продолжение изучения влияния скоростных нагревов на свойства сталей в настоящей работе аналогичное исследование проведено на стали с повышенной прокаливаемостью — стали 40X. Также определены уровни микронапряжений в зависимости от различных степеней деформации как для стали 40X, так и для стали 20 после скоростных нагревов.

В последнее время большой интерес и широкое использование получили стали бейнитного класса, двух- (ферритно-мартенситные) и трехфазные (ферритно-мартенситно-аустенитные) стали, которые обладают повышенными прочностью (до 1000 МПа), пластичностью, трещиностойкостью, высоким сопротивлением ползучести. Такие стали широко применяются в автомобильной промышленности, энергетической отрасли, для опор нефтедобывающих платформ, работающих в агрессивных средах [9—11].

Поэтому особое внимание в настоящей работе уделено изучению возможностей формирования ферритно-бейнитно-мартенситной структуры в результате скоростных нагревов в стали 40X.

© Н. В. Минаков, В. Ю. Пучкова, Н. Д. Рудык, Г. Е. Хоменко, 2008

Материалы и методика

Для исследования использовали образцы стали 40X, деформированной прокаткой ($\varepsilon = 0-76,2\%$), образцы стали 20 [5]. Образцы стали 20 подвергали двум видам скоростных нагревов: до температуры $970\text{ }^\circ\text{C}$ с охлаждением до комнатной температуры. Затем один из них нагревали до температуры $1150\text{ }^\circ\text{C}$, выдерживали при этой температуре 15 с и охлаждали до комнатной температуры. Образцы стали 40X подвергали трем скоростным нагревам до $930\text{ }^\circ\text{C}$ с промежуточными охлаждениями до комнатной температуры.

Скоростные нагревы осуществляли на установке СРСА-ПРВ, которая позволяет одновременно регистрировать дифракционные линии и дилатометрические данные при нагреве-охлаждении. Для более точного разграничения тепловых и объемных изменений в ходе фазовых превращений проводили дифференцирование термических и дилатометрических кривых. Непрерывная запись в процессе нагрева-охлаждения интегральной интенсивности дифракционных максимумов ферритной и аустенитной фаз, термических и дилатометрических кривых ($dT/d\tau$) позволяет регистрировать особенности процессов, происходящих в режиме реального времени. Методика исследования образцов на установке СРСА-ПРВ изложена в работе [6].

Полученные дифференциальные термограммы и кривые интегральной интенсивности представлены на рис. 1, 2. Микронапряжения ε определяли по результатам рентгеноструктурного анализа, для чего из полученных рентгенограмм находили физическое уширение линий рентгеновской дифракции по методу Шеррера—Вильсона [12]. Результаты представлены в таблице. Микроструктуру исследовали с помощью оптического микроскопа Neophot. Микротвердость измеряли на микротвердомере ПМТ-3 (таблица).

Результаты и их обсуждение

Исходная деформированная структура стали 40X представляет собой ферритно-перлитную смесь с размером зерна $30-40\text{ мкм}$. Зерно состоит из перлитных колоний и ферритных прослоек по границам зерна (рис. 3, а).

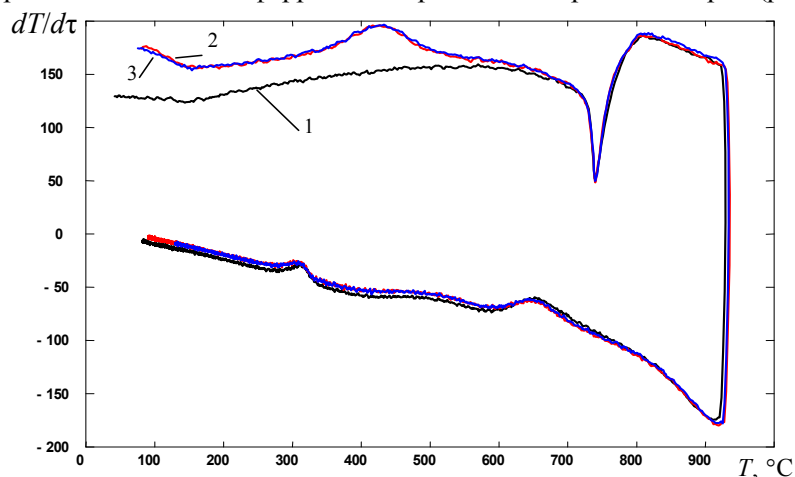


Рис. 1. Дифференциальные термические кривые, полученные при скоростных нагревах до $930\text{ }^\circ\text{C}$ стали 40X: 1 — первый нагрев; 2, 3 — следующие.

После первого скоростного нагрева до 930 °С на дифференциальной термограмме появляется эндотермический пик при 730 °С (рис. 1). Наличие одного пика свидетельствует о том, что $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение проходит в одну стадию. При охлаждении после первого нагрева на термограмме фиксируются два экзотермических пика — при температурах 650 и 290 °С.

После второго и третьего нагревов на термограмме (рис. 1) при 430 °С наблюдается экзотермический пик, наличие которого можно объяснить распадом мартенсита и остаточного аустенита. При повторных нагревах до 930 °С $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение проходит в одну стадию, что подтверждается наличием эндотермического пика при 735 °С. При повторном охлаждении термограмма аналогична термограмме при охлаждении после первого нагрева (рис. 1, кривые 2, 3).

Данные интегральной интенсивности, которые записывались по дифракционной линии $(311)_\gamma$ аустенита, помогают объяснить ход кривых на рис. 2. Исходя из приведенных результатов [5], можно считать, что величина интегральной интенсивности, определяемой по дифракционной линии $(311)_\gamma$ аустенита в ходе фазового превращения, пропорциональна количеству этой фазы и потому зависимость интегральной интенсивности от времени отражает кинетику происходящего фазового превращения [13, 14].

При первом скоростном нагреве до 930 °С до температуры $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения — 730 °С — на кривой интегральной интенсивности пики не наблюдаются (рис. 2, кривая 1). Локальное увеличение фона интегральной интенсивности можно объяснить температурным рассеянием рентгеновских квантов. При температуре 730 °С на кривой 1 имеется один эндотермический пик, отсутствуют дополнительные перегибы (рис. 2). Это подтверждает, что $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение происходит в одну стадию.

При охлаждении $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение осуществляется в интервале температур 710—600 °С (рис. 2, кривые 2, 3) и содержание остаточного аустенита в конце превращения составляет 67%. Процентное содержание

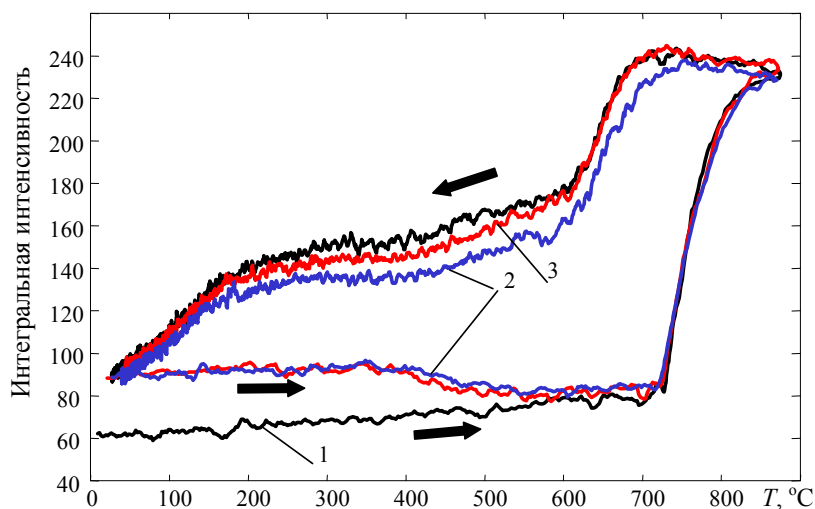


Рис. 2. Интегральная интенсивность линии $(311)_\gamma$ фазы стали 40X после скоростного нагрева до 875 °С: 1 — первый нагрев; 2 — второй; 3 — третий.

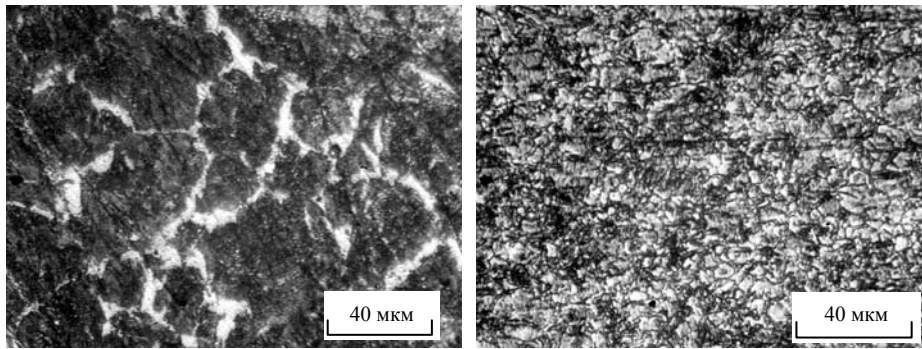


Рис. 3. Микроструктура стали 40X: *a* — в исходном состоянии; *б* — после трехкратного электронного нагрева до 930 °С.

аустенита определяется по отношению текущей интегральной интенсивности линии к максимальной интегральной интенсивности этой фазы [14]. При дальнейшем охлаждении ниже температуры 600 °С распад аустенита замедляется и при температуре 200 °С его содержание составляет 49%, а при охлаждении от 200 °С до комнатной температуры — 18%. Результаты, полученные при анализе дифференциальных термограмм и кривых интегральной интенсивности, подтверждаются данными рентгеновских исследований. Следы линии $(111)_\gamma$ остаточного аустенита присутствуют в виде полочки перед линией $(110)_\alpha$ (рис. 4).

При втором нагреве выше температуры 400 °С вследствие распада происходит уменьшение содержания остаточного аустенита с 18 до 12%. Нагрев до 560 °С приводит к полному распаду аустенита, что видно по ходу кривой интегральной интенсивности (см. рис. 2).

Сравнительный анализ ширины линии рентгеновской дифракции по методу Шеррера—Вильсона [12] деформированного образца и образца после скоростного нагрева стали 40X показал, что уровень микронапряжений и микротвердость повышаются во втором образце. Это можно объяснить тем, что в процессе охлаждения формируется мартенсит и дисперсная ферритно-цементитная смесь (см. рис. 3, таблица). Формирование такой структуры происходит по бейнитно-мартенситному механизму.

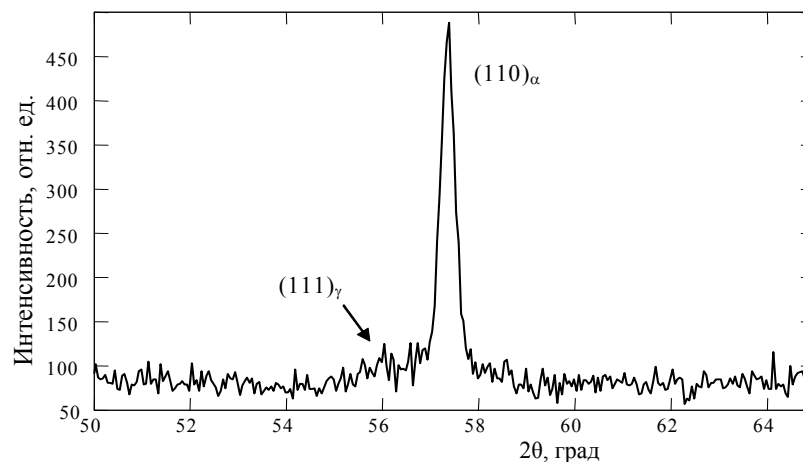


Рис. 4. Рентгенограмма стали 40X после скоростных нагревов до 930 °С.

Микротвердость, микродеформация сталей 20 и 40X в зависимости от степени деформации прокаткой

Материал	Деформация ε , %	Микродеформация	Микротвердость H_{μ} , МПа	Доверительный интервал A , МПа
Сталь 20	0	0,001223	2535	240
	50	0,001985	3141	251
	76,2	0,001804	2908	206
	ЦТО		2033	56
Сталь 40X	0	0,000714	3064	154
	69,7	0,001983	3673	214
	83,7	0,002772	4079	123
	ЦТО	0,003694	5013	271

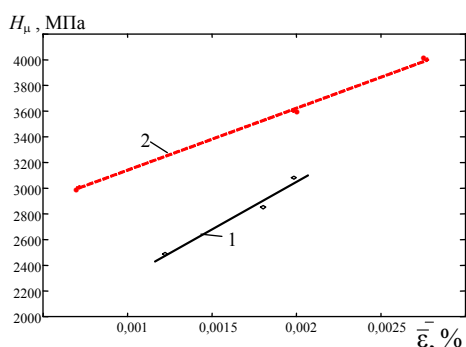


Рис. 5. Зависимость микротвердости от микродеформации ε для сталей 20 (1) и 40X (2).

При сравнении микротвердости и микронапряжений сталей 40X и 20 после скоростных нагревов выявлено существенное уменьшение микротвердости и микронапряжений для стали 20 (таблица). Это можно объяснить тем, что в результате скоростных нагревов происходит отпуск материала с формированием равноосной дисперсной зеренной структуры с размером зерна 1—12 мкм, состоящей из ферритно-перлитной смеси (см. рис. 3).

Была установлена линейная зависимость уровня микродеформации от величины истинной деформации прокаткой для сталей 20 и 40X (рис. 5). Зависимость микротвердости от микродеформации для сталей 20 и 40X линейная и представлена на рис. 5. Разный наклон этих линий можно объяснить отличием состава этих сталей.

Выводы

Серия быстрых нагревов стали 40X на установке СРСА-ПРВ показала, что установка позволяет проследить кинетику $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -превращения с получением численных данных. Фазовое превращение при охлаждении со скоростью 20 °С/с происходит по бейнитно-мартенситному механизму с формированием мелкозернистой однородной структуры с размером зерна 1—12 мкм. Достигнут уровень микротвердости 5013 ± 271 МПа.

Для сталей 20 и 40X, деформированных прокаткой в диапазоне $\varepsilon = 50—89\%$, проведены рентгеноструктурные исследования. С помощью метода Шеррера—Вильсона установлено, что уровень микронапряжений зависит линейно от истинной деформации.

1. Гриднев В. Н., Ошкадеров С. П. Применение скоростной термической обработки для повышения конструктивной прочности сталей // *Металловедение и термич. обраб. металлов.* — 1987. — № 11. — С. 19—23.

2. Гриднев В. Н., Ивасишин О. М. Фазовые и структурные превращения и метастабильные состояния в металлах. — К.: Наук. думка, 1986. — 256 с.
3. Гриднев В. Н., Трефилов В. И., Ошкадеров С. П. Физические основы скоростного термоупрочнения титановых сплавов. — К.: Наук. думка, 1988. — 264 с.
4. Мешков Ю. Я. Природа улучшения механических характеристик сталей при термообработке методами СЭТО // Металлы и сплавы: фазовые превращения, структура, свойства: Тез. докл. — К., 1998.
5. Бурдин В. В., Минаков Н. В., Попчук Р. И. и др. Влияние рекристаллизации аустенита на фазово-структурные изменения феррита стали марки 20 по данным СРСА-ПРВ // Электронная микроскопия и прочность материалов. — 2006. — Вып. 13. — С. 137—141.
6. Бурдин В. В., Минаков Н. В., Хоменко Г. Е. Установка комплексного исследования материалов в неравновесных условиях с использованием рентгеноструктурного анализа // Заводская лаборатория. — 2006. — 72, № 3. — С. 41—43.
7. Elmer J. W., Palmer T. A., Babu S. S. et al. Direct observations of austenite, bainite, and martensite formation during Arc Welding of 1045 steel using time-resolved X-ray diffraction // Welding J. — 2004. — No. 9. — P. 244—253.
8. Babu S. S., Elmer J. W., Vitek J. M. et al. Time-resolved X-ray diffraction investigation of primary weld solidification in Fe—C—Al—Mn steel welds // Acta Mater. — 2002. — 50. — P. 4763—4781.
9. Bhadeshia H. K. Bainite in steels. — Cambridge: The University Press, 2001. — 454 с.
10. Xicheng Wei, Renyu Fu, Lin Li. Tensile deformation behavior of cold-rolled TRIP-aided steels over large range of strain rates // Mater. Sci. Eng. — 2007. — A455. — P. 260—266.
11. Rocha R. O., Melo T. M. F., Pereloma E. V. et al. Microstructural evolution at the initial stages of continuous annealing of cold rolled dual-phase steel // Ibid. — 2005. — A391. — P. 296—304.
12. Kapoor K., Lahiri D., Rao S. V. R. et al. X-ray diffraction line profile analysis for defect study in Zr—2,5% Nb material // Bull. Mater. Sci. — 2004. — 27, No.1. — P. 59—67.
13. Wu Di, Li Zhuang, Lu Hui-Sheng. Effect of controlled cooling after hot rolling on mechanical properties of hot rolled TRIP steel // J. of Iron and Steel Research Internat. — 2008. — 15, No. 2. — P. 65—70.
14. Бурдин В. В., Минаков Н. В., Пучкова В. Ю. и др. Исследование кинетики фазового превращения в реальном времени с использованием ПРВ-РСА // Тез. докл. Междунар. конф. “High Mathtech”. — К., 2007.