

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.1:539.3

ИЗУЧЕНИЕ УПРУГОГО ПОВЕДЕНИЯ ЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

© 2019 г. Фэй Хань^а, *, Цзи Цинь^а, Ван Юнь^а

^аФакультет машиноведения и материаловедения, Северо-Китайский технологический университет,
Джинъюэнжэун-Роуд, 5, Пекин, район Шицзиншаня, 100144 Китай

*e-mail: hanfei@ncut.edu.cn

Поступила в редакцию 06.02.2018 г.

После доработки 01.10.2018 г.

Принята к публикации 04.12.2018 г.

Для изучения механических свойств и упругого поведения стали Q&P980, являющейся представителем перспективных высокопрочных материалов, были проведены испытания на одноосное растяжение и циклическое нагружение. Для анализа микроскопических механизмов изменения модуля упругости, методами растровой (РЭМ) и просвечивающей (ПЭМ) электронной микроскопии, а также методами рентгеноструктурного анализа (РСА), были исследованы микроструктура и фазовый состав образцов, деформированных на разные степени. Полученные результаты продемонстрировали существенный рост модуля упругости E легированной стали после исходной разгрузки, за которой последовала стадия спада E с ростом степени разгрузки материала. Пути разгрузки и повторного нагружения материала продемонстрировали явно нелинейный характер, с образованием единой замкнутой петли. На этапе разгрузки материала его модуль упругости, определенный по хорде (между двумя точками кривой “напряжение–деформация”), также монотонно уменьшался с ростом предварительной деформации. Результаты РЭМ, ПЭМ и РСА продемонстрировали, что интенсивность и полнота фазового превращения были максимальны на ранней стадии пластической деформации. Затем следовало их монотонное убывание. Циклическое нагружение способствовало превращению аустенита в мартенсит. В этом исследовании определяются взаимодействия остаточных напряжений, фазового превращения и эволюции дислокационной подсистемы, влияющих на изменение модуля упругости.

Ключевые слова: циклическое нагружение, упругое поведение, мартенситное превращение, сталь Q&P980

DOI: 10.1134/S0015323019050024

ВВЕДЕНИЕ

В сравнении с обычными сталями, высокопрочная сталь при холодной обработке, такой как, например, штамповка или прокатка, обычно проявляет свои пружинные свойства. При прогнозировании упругого восстановления материала, его модуль упругости является важной характеристикой, устанавливаемой в испытаниях на одноосное растяжение, и как правило, имеет постоянное значение. Вместе с этим, в большом количестве работ было показано, что модуль упругости металлического материала изменяется с приростом деформации и не остается постоянным по величине [1–3].

Авторы [2] проанализировали поведение неупругого восстановления высокопрочной стали и пришли к выводу, что если не учитывать поведение при неупругом восстановлении, моделирование упругого восстановления материала приведет к 10–20%-ным отклонениям в конечных результатах. Основываясь на результатах анализа упру-

го поведения материала, была разработана модель, описывающая механизм деформации материала во время его сжатия или растяжения. Авторы работы [1] изучали влияние предварительной деформации на упругое и пластическое поведение материала. Для модуля упругости при разгрузке ($E_{\text{разгр}}$) материала в [1] предложено эмпирическое экспоненциальное выражение, и упругий модуль $E_{\text{разгр}}$ был принят в расчет при формулировке окончательного определяющего уравнения модели [1]. Авторы [4] применили эмпирическое выражение Yoshida для модуля упругости при разгрузке при моделировании процесса штамповки с использованием штампов различных профилей. При этом моделировании [4], производившимся с привлечением результатов модели кинематического упрочнения и эффекта Бэйсингера, было показано, что конечно-элементное моделирование отдельных частей штампов давало лучшее совпадение с результатами, полученными в эксперименте.

Таблица 1. Химический состав стали Q&P980 (вес. %)

C	Si	Mn	P	S	Al	Ni + Cr + Mo
≤0.25	≤1.8	≤2.5	≤0.04	≤0.015	≤2	≤1.5

В качестве материала, использованного в данной работе, была выбрана сталь Q&P980, которая обладает высокой прочностью и хорошей пластичностью. Причем, эта легированная сталь демонстрирует упругое восстановление при штамповке и прокатке, что существенно сказывается на точности размеров изделия. Имея в виду это обстоятельство, в настоящей работе было предпринято изучение упругого поведения указанной легированной стали в условиях циклического нагружения.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Испытания на одноосное растяжение и циклическое нагружение были проведены с целью установить механические свойства легированной стали. Химический состав стали Q&P980 приведен в табл. 1. Испытания на растяжение проводились в соответствии с Всекитайским Стандартом GB/T228.1-2010 на эксперименты с металлическими материалами [5]. Образцы гантелеобразного вида были ориентированы относительно направления прокатки под углами 0°, 45° и 90°. Предписанная стандартом толщина образцов для экспериментов на растяжение составляла 1 мм. Испытания на одноосное растяжение и циклическое нагружение проводились на разрывной машине модели СМТ5105, а относительная деформация измерялась с помощью оптической измерительной системы марки ARAMIS. Скорость растягивающего нагружения составляла 10 мм/мин, а скорость разгрузки – 150 Н/с.

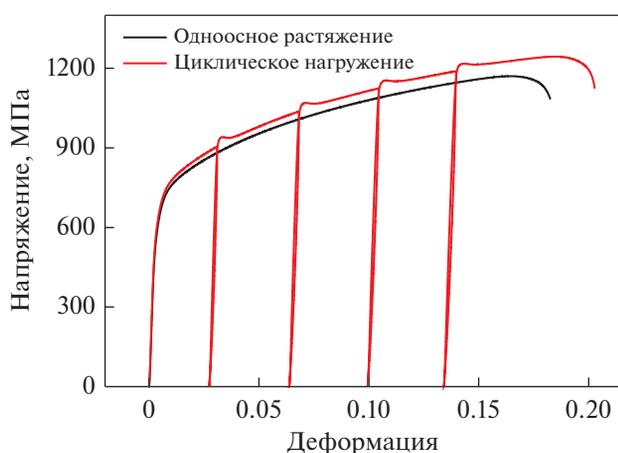


Рис. 1. Кривые “напряжение–деформация” при одноосном растяжении и циклическом нагружении.

Предварительно установленные точки разгрузки были заданы при достижении деформаций величиной 0.03, 0.07, 0.10 и 0.14.

Для отслеживания эволюции микроструктуры легированной стали, образцы, деформированные на разные степени, проходили изучение с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ), просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ), а также методами рентгеноструктурного анализа (РСА).

РЕЗУЛЬТАТЫ

Механические свойства стали Q&P980

Кривые “напряжение–деформация” любого материала можно построить, обработав экспериментальные данные, полученные в испытаниях на одноосное растяжение и циклическое нагружение, как показано на рис. 1. Из кривой одноосного растяжения можно видеть, что сталь Q&P980 обладает не только высокой прочностью на растяжение, но и хорошей пластичностью, а также демонстрирует отличные комплексные механические свойства. Предел прочности (на растяжение) составляет 1170 МПа, при относительном удлинении 18.3%, и произведение значений этих характеристик между собой достигает величины 21.41 [ГПа × %]. В сравнении с одноосным растягивающим нагружением, циклическое нагружение демонстрирует увеличение значений прочности материала и “повышает” его пластичность.

Упругое поведение стали Q&P980

Значение упругого модуля было рассчитано по величине тангенса угла наклона кривой “напряжение–деформация” до ее выхода на стадию пластического течения материала, а в процессе его циклического нагружения, в начальной точке и по достижении уровней деформации 0.03, 0.07, 0.10 и 0.14. На рис. 2 показано изменение модуля упругости. Можно видеть, что модуль упругости при первом нагружении во всех трех направлениях (по отношению к направлению прокатки) составлял $E_{\text{нагр}} = 166 \pm 5$ ГПа. После первого нагружения модуль упругости образцов с ориентацией 0° и 45° возрастал примерно на 21%, т.е. до 202 ± 5 ГПа. Для образца, вырезанного в направлении, поперечном направлению прокатки, т.е. 90° ориентации, $E_{\text{нагр}}$ увеличивался на 32.5%, до примерно 220 ГПа. По мере снятия нагрузки, значение модуля упругости $E_{\text{разгр}}$ снижалось прибли-

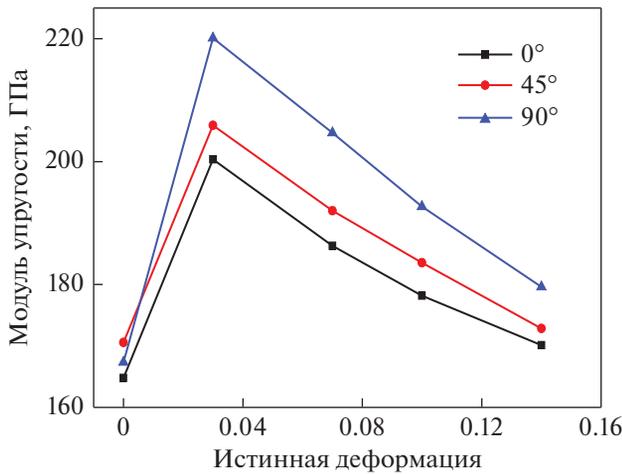


Рис. 2. Изменение модуля упругости.

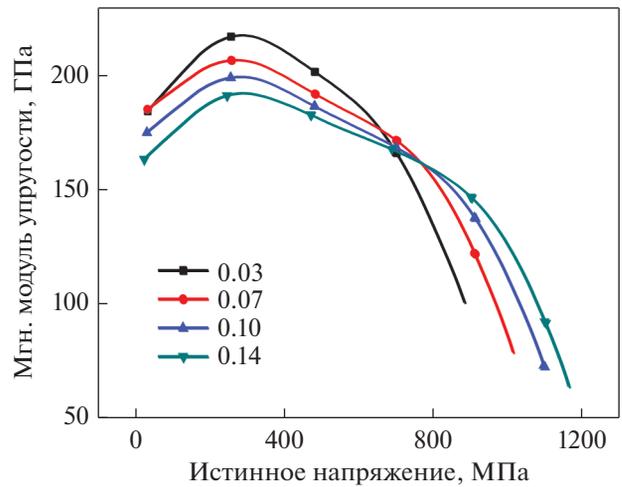


Рис. 3. Изменение мгновенного модуля упругости образца “0°” ориентации на траектории нагружения.

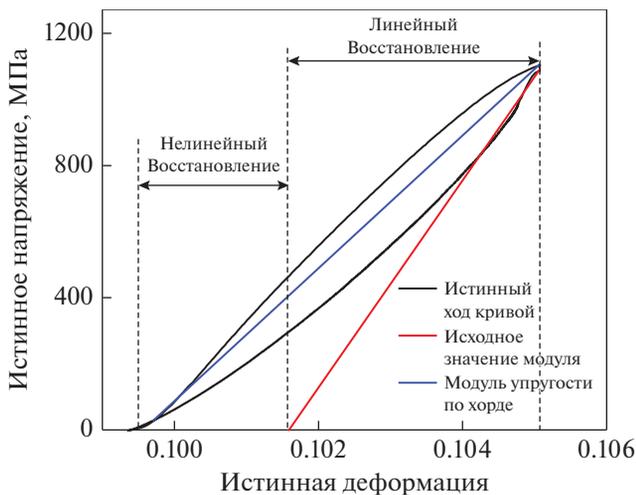


Рис. 4. Пути разгрузки и повторного нагружения образца из стали Q&P980 при значении деформации 0.14.

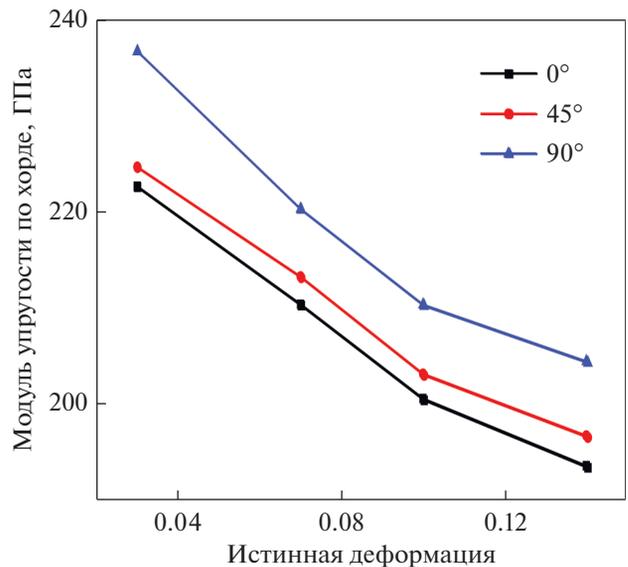


Рис. 5. Изменение модуля упругости по хорде.

зительно линейно на ~12–20%, достигая значения 175 ± 5 ГПа при деформации 0.14.

На рис. 3 представлено изменение мгновенного модуля упругости на траектории нагружения образца “0°” ориентации. Расчет мгновенного модуля упругости производился по величине $d\sigma/de$. Для облегчения наблюдения за изменениями, кривая “напряжение–деформация” была сглажена. Величина мгновенного модуля при нагрузке испытывала сначала рост, а затем снижение. Точка максимума оказалась вблизи отметки 300 МПа. Последующее снижение модуля происходило монотонно и непрерывно, подчеркивая нелинейность пути нагружения.

Выбирая в качестве демонстрационного примера значение деформации 0.14 для увеличения “пути” разгрузки, как показано на рис. 4, можно

четко видеть, что “пути” нагружения и разгрузки являются нелинейными. Это доказывает, что, на стадии упругой деформации материала в дополнении к упругой, имеет место и слабая пластическая деформация. Упругое восстановление развивается по мере того, как восстановление исходного модуля упругости $E_{нагр}$ становится линейным, хотя действительный упругий возврат протекает интенсивнее.

Наклон прямой линии, соединяющей две точки пересечения “путей” нагружения и разгрузки образца, называется модулем упругости по хорде. Модуль упругости по хорде является важным параметром, используемым в конечно-элементном моделировании упругого восстановления. Его изменение показано на рис. 5. Уменьшение модуля упругости по хорде можно видеть во

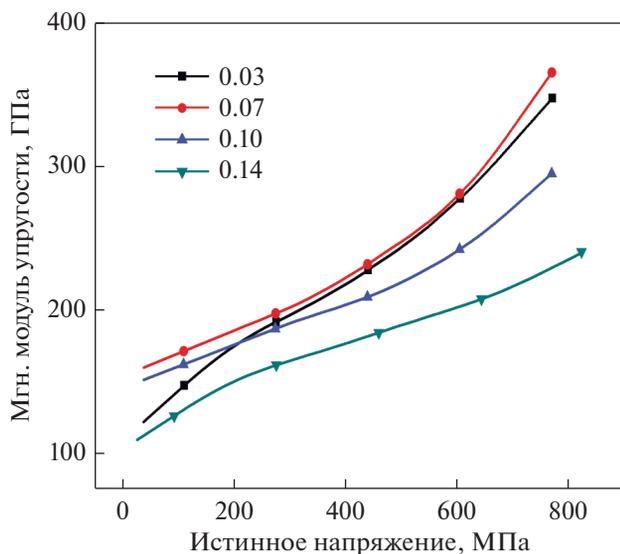


Рис. 6. Изменение мгновенного модуля упругости при разгрузке на образце “0°” ориентации.

трех образцах, различно ориентированных относительно направления прокатки, где максимальным значением является 239 ± 7 ГПа при деформации 0.03. После этого значения деформации идет

монотонное убывание указанного параметра. По достижении деформацией значения 0.14, убыль модуля упругости по хорде составляет уже 13%.

Аналогично, на примере образца “0°” ориентации мы приводим на рис. 6 ход мгновенного модуля упругости на разгрузочной траектории. Во время процесса разгрузки образца, мгновенный модуль упругости снижается с уменьшением растягивающего напряжения.

Анализ микроструктуры

На рис. 7 представлены РЭМ-изображения микроструктуры образца после одноосного растяжения (рис. 7а, 7б) и после циклического нагружения (рис. 7в, 7г) при значениях деформации 0.03 и 0.07.

Можно видеть, что микроструктура стали Q&P980 состояла из феррита, остаточного аустенита и мартенсита. На изображениях места насыщенно-серого цвета – это ферритная матрица, причем, при меньшей деформации размер зерна больше. В феррите распределены рейки или блоки мартенсита, которые можно видеть как светлые участки изображения. Количество остаточного аустенита невелико. Он распределен по периметру зерен мартенсита в виде образований

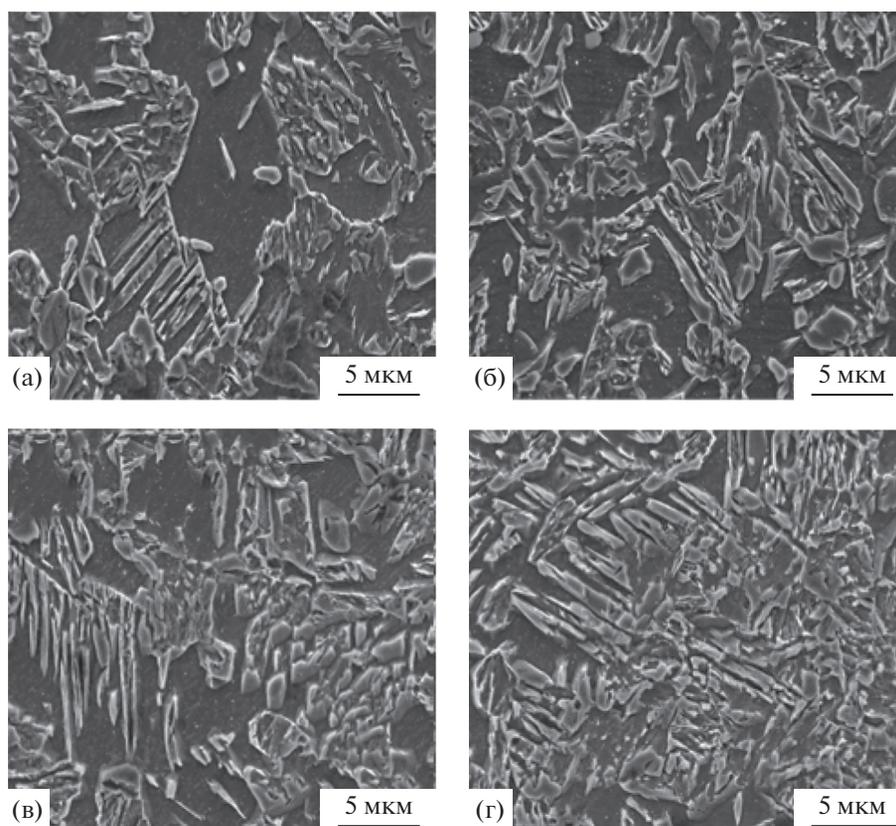


Рис. 7. РЭМ-изображения микроструктуры: после (а, б) одноосного растяжения и (в, г) циклического нагружения. а, в – деформация 0.03 и б, г – 0.07.

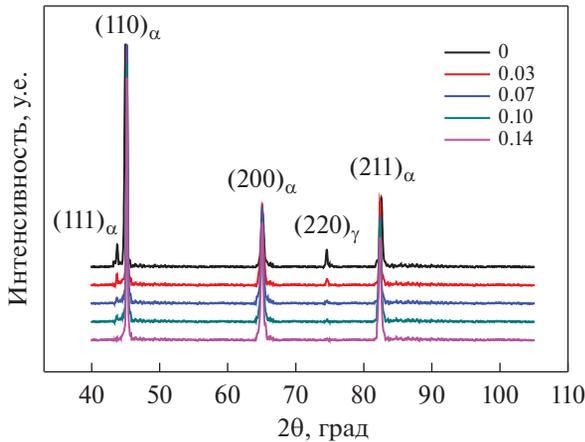


Рис. 8. РСА спектры образцов, прошедших одноосное растяжение на разные степени деформации.

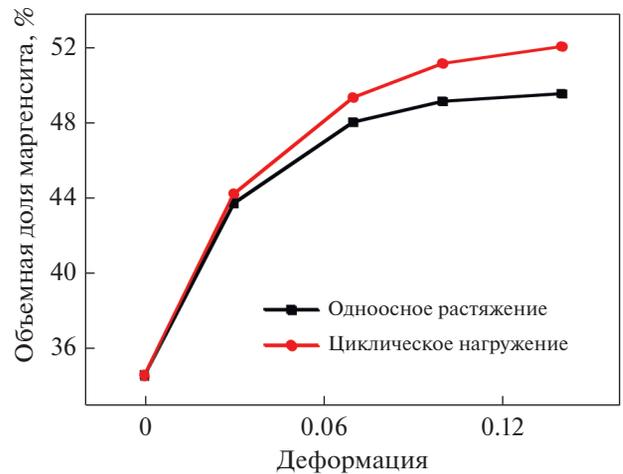


Рис. 9. Изменение объемной доли мартенсита с деформацией в образцах в условиях одноосного растяжения и циклического нагружения.

островковой морфологии. С ростом деформации, количество мартенсита в образцах в условиях одноосного растяжения и циклического нагружения явно увеличивается.

Сравнивая рис. 7а, 7б и 7в, 7г можно видеть, что количество мартенсита больше в образцах после циклического нагружения, чем после одноосного растяжения. Тем самым, можно заключить, что процесс разгрузки—(повторного) нагружения до некоторой степени способствует развитию мартенситного превращения.

Для проведения количественного анализа процесса мартенситного превращения, образцы после одноосного растяжения и циклического нагружения до разных уровней деформации были исследованы РСА-методами. На рис. 8 представлены спектры, снятые на образцах после одноосного растяжения.

Интенсивности дифракционных пиков аустенита (111)_γ и (220)_γ максимальны в исходном состоянии материала. Они убывают с ростом деформации. Вдобавок (110)_α, (200)_α и (211)_α — дифракционные пики мартенсита, интенсивность которых весьма велика в исходном состоянии, с деформацией монотонно увеличиваются. Это говорит о том, что сталь Q&P980 в исходном состоянии, помимо мартенсита, содержит еще и небольшое количество остаточного аустенита, причем последующая деформация влечет превращение остаточного аустенита в добавочный мартенсит.

Согласно выражению (1), оценить объемную долю мартенсита можно путем сравнения интенсивностей соответствующих пиков [6]:

$$V_i = \frac{\frac{1}{n} \sum_{j=1}^n \frac{I_i^j}{R_i^j}}{\frac{1}{n} \sum_{j=1}^n \frac{I_\gamma^j}{R_\gamma^j} + \frac{1}{n} \sum_{j=1}^n \frac{I_\alpha^j}{R_\alpha^j} + \frac{1}{n} \sum_{j=1}^n \frac{I_\epsilon^j}{R_\epsilon^j}}, \quad (1)$$

где R_i^j и I_i^j — теоретически рассчитываемая и интегральная интенсивности для плоскости отражения соответствующей i -фазы с индексами (hkl) , а n — число (hkl) пиков i -фазы.

Согласно результатам РСА, объемная доля мартенсита изменяется при деформации материала так, как показано на рис. 9.

В начальном состоянии стали Q&P980, объемная доля мартенсита составляла 34.6%, которая затем монотонно увеличивалась. Вместе с этим, с ростом деформации, скорость увеличения объемной доли мартенсита замедлялась, а когда деформация достигала отметки 0.07, эта скорость роста стремилась к нулю. Если проводить сравнение циклического нагружения образца с его одноосным растяжением, то в первом случае можно говорить о более интенсивном увеличении объемной доли мартенсита, а именно, когда деформация была 0.14, объемная доля мартенсита в случае циклически нагружаемого образца увеличилась почти до 52%, тогда как в случае растяжения образца она составила только 49.5%. На основании этого факта можно сделать вывод, что процесс “разгрузки — повторного нагружения” образца способствует более интенсивному развитию в нем мартенситного превращения.

Микроструктуру образцов, деформированных до различного уровня, после их циклического нагружения изучали методом ПЭМ. На рис. 10(а) показана исходная микроструктура стали. Можно видеть, что остаточный аустенит распределен между мартенситом “островковым” образом. При этом ширина прослоек аустенита составляла примерно 0.05 мкм. В отсутствие какой-либо деформации, вокруг образований аустенита и мартенсита распределено только небольшое количество

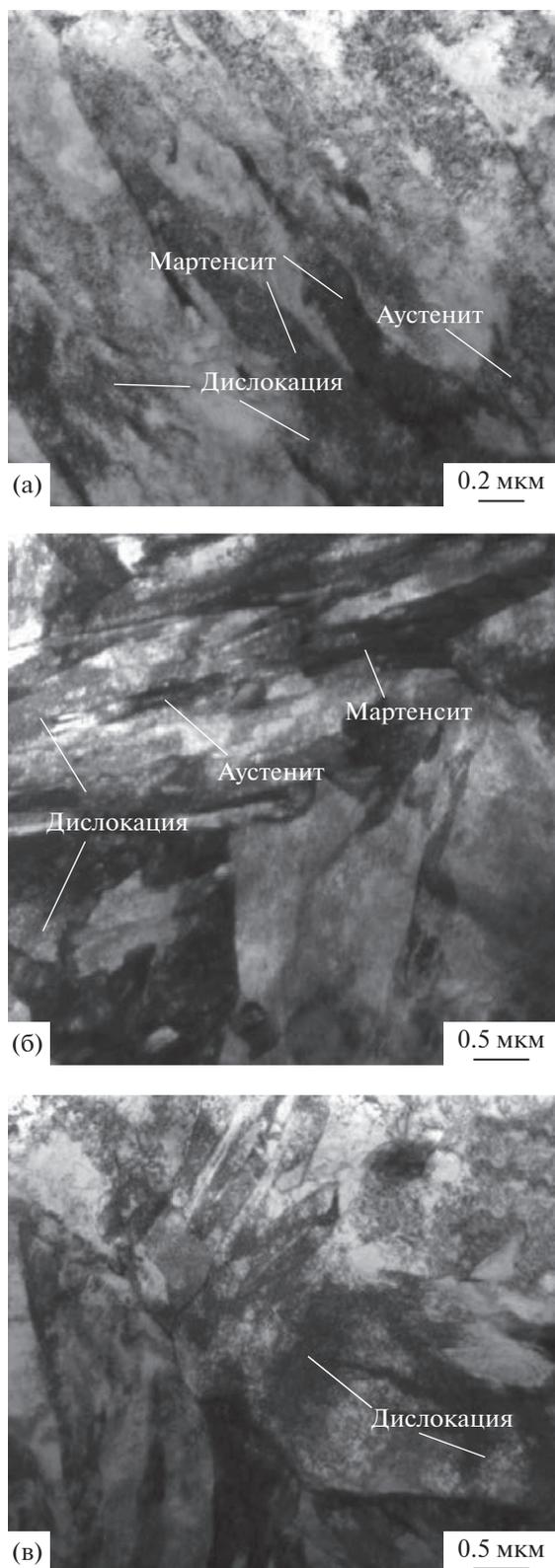


Рис. 10. ПЭМ-изображения микроструктуры образцов, деформированных до различного уровня. Циклическое нагружение, ϵ : 0 (а), 0.03 (б) и 0.10 (в).

дислокаций, с характерной, относительно невысокой плотностью в единице объема материала.

По рис. 10б и в можно судить о морфологии микроструктуры образцов после их деформации на 0.03 и 0.10 соответственно. Можно видеть, что с увеличением деформации, дислокации накапливаются у границ зерен мартенсита, что приводит к возрастанию их локальной пространственной плотности. По мере продолжения увеличения деформации, накопление дислокаций имеет место во все большем объеме материала, свидетельствуя, тем самым, что пластическая деформация приводит к перестройке исходной дислокационной структуры.

ОБСУЖДЕНИЕ

Как показано на рис. 2, при циклическом нагружении образца модуль упругости сперва возрастает, а затем уменьшается. Хотя авторы [7] и обнаружили, что модуль упругости высокопрочной стали снижается во время ее циклического нагружения, притом, что он существенно снижается в первые моменты после разгрузки образца, эти результаты [7, 8] противоречат выводам, сделанным по результатам наших экспериментов.

Ранее было установлено, что основными факторами, сказывающимися на величине модуля упругости во время нагружения материала, являются остаточные напряжения [9], фазовое превращение [10] и эволюция дислокационной подсистемы [8]. Во время закалки стали Q&P980, благодаря скоростному охлаждению и действию высокотемпературного градиента на заготовку, в ней возникают немалые по величине остаточные напряжения, воздействующие на механические свойства материала и приводящие к увеличению его модуля упругости [11]. Было установлено, что предварительная (растягивающая) деформация способствует до определенной степени снижению уровня остаточных внутренних напряжений [12]. Из рис. 2 ясно, что в процессе первого разгрузки образца упругий модуль материала монотонно уменьшался. Это находитесь в согласии с результатами других исследователей, в работах которых полагается, что после предварительной деформации остаточные напряжения релаксируют, а исходные механические свойства материалов восстанавливаются.

Как можно видеть на рис. 4, “пути” разгрузки и повторного нагружения образца оказываются нелинейными, что также проявляется в непрерывных изменениях значения мгновенного модуля упругости (см. рис. 3 и 6). Нелинейность “путей” нагружения–разгрузки показывает, что, вдобавок к упругой деформации, материал на упругой стадии испытывает еще и микропла-

стическую деформацию. Исследования показали, что такая микропластическая деформация обусловлена перемещением незакрепленных дислокаций на малые расстояния [13], а также прогибом дислокации между двумя точками ее закрепления [14]. Для процесса очередного нагружения, Perez предложил в [8] использовать следующее соотношение для расчета модуля упругости:

$$E = \sigma / (e_e + e_{mp}), \quad (2)$$

где σ – напряжение, e_e – упругая деформация, и e_{mp} – микропластическая деформация. Согласно (2), при росте деформации пространственная плотность дислокаций также возрастает, как возрастает и величина e_{mp} , что приводит к монотонному уменьшению модуля упругости.

В условиях напряженного состояния материала, дислокации аккумулируются в границах зерен, оставаясь при этом взаимно обособленными. При разгрузке материала, когда напряжения снимаются, незакрепленные дислокации активируются и постепенно возвращаются в свои исходные положения. Это приводит к возникновению микропластической деформации. Когда напряжения близки к нулю, e_{mp} увеличивается, вызывая таким образом на стадии разгрузки мгновенное уменьшение модуля упругости. Так реализуется нелинейный восстановление.

Вдобавок, движение дислокаций может повлиять на развитие мартенситного превращения. Из данных рис. 9 можно заключить, что превращение остаточного аустенита в мартенсит происходило во время деформации стали Q&P980. Когда деформация была мала (менее 0.07), дислокации имели возможность перемещаться по своей плоскости скольжения, а мартенсит, при этом, легко зарождается и растет, тем самым быстро увеличиваясь в занимаемом объеме. С ростом величины деформации (более 0.07), рост плотности дислокаций препятствовал непрерывному формированию мартенсита, тем самым повышая стабильность аустенита и тормозя развитие мартенситного превращения [15]. Для циклического нагружения образца, когда осуществлялось снятие внешней нагрузки, дислокации, аккумулированные в границах зерен, получали возможность скользить в “обратном” направлении, и их локальная плотность уменьшалась. Тем самым вновь возникла возможность образования мартенсита во время очередного нагружения образца. Поэтому объемная доля мартенсита в процессе циклического нагружения образца (см. рис. 9) столь велика. Авторы [10] установили, что модуль упругости мартенсита меньше по величине в сравнении с модулями остаточного аустенита и феррита. С ростом деформации объемная доля мартенсита воз-

растала, что приводило к падению величины модуля упругости.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Поле первого повторного нагружения, было показано, что модуль упругости стали Q&P980 существенно возрастал, на 21–32%. С ростом деформации, величина модуля упругости монотонно снижалась. По достижении деформацией значения 0.14, модуль упругости снизился на 12–20%. Модуль упругости по хорде в процессе циклического нагружения монотонно снижался, его наибольшее значение соответствовало начальной стадии разгрузки, постепенно уменьшаясь после этого. Когда деформация достигла значения 0.14, снижение модуля упругости по хорде составило 13%. Взаимное влияние остаточных внутренних напряжений, протекания мартенситного превращения и эволюции дислокационной подсистемы привело к изменениям величины модуля упругости и к реализации нелинейностей на стадии упругой деформации.

Эта работа получила финансовую поддержку со стороны Национального Фонда Естественных Наук Китая (гранты № 50905001, № 51074204), Пекинского Фонда Естественных Наук (грант № 3112010), а также Пекинской Программы поддержки молодых талантов – грант № 2014000026833ZK12.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Yoshida F., Uemori T., Fujiwara K.* Elastic–plastic behaviour of steel sheets under in-plane cyclic tension–compression at large strain // *International J. Plasticity*. 2002. V. 18. № 5–6. P. 633–659.
2. *Cleveland R.M., Ghosh A.K.* Inelastic effects on springback in metals // *International J. Plasticity*. 2002. V. 18. № 5–6. P. 769–785.
3. *Eggertsen P.A., Mattiasson K.* On the modeling of the unloading modulus for metal sheets // *International J. Material Forming*. 2010. V. 3. № 1. P. 127–130.
4. *Kim H., Kimchi M.* Numerical modeling for springback predictions by considering the variations elastic modulus in stamping Advanced High-Strength Steels (AHSS) // *American Institute of Physics Conference Series*. 2011. V. 1383. № 1. P. 1159–1166.
5. *Compilation of test methods for metal mechanics and process performance / In Chinese Standard 139–205*, ed. Beijing, China. 2014.
6. *De A.K., Murdock D.C., Mataya M.C., Speer J.G., Matlock D.K.* Quantitative measurement of deformation-induced martensite in 304 stainless steel by X-ray diffraction // *Scripta Materialia*. 2004. V. 50. № 12. P. 1445–1449.
7. *Mendiguren J., Cortés F., Gómez X., Galdos L.* Elastic behaviour characterisation of TRIP 700 steel by means

- of loading-unloading tests // *Materials Science & Engineering A*. 2015. V. 634. P. 147–152.
8. *Perez R., Benito J.A., Prado J.M.* Study of inelastic response of TRIP steels after plastic deformation // *Isij International*. 2005. V. 45. № 12. P. 1925–1933.
 9. *Yang M., Akiyama Y., Sasaki T.* Evaluation of change in material properties due to plastic deformation // *Journal of Materials Processing Tech.* 2004. V. 151. № 1. P. 232–236.
 10. *Doege E., Kulp S., Sunderkötter C.* Properties and application of TRIP-steel in sheet metal forming // *Sheet Research*. 2002. V. 73. № 6. P. 303–308.
 11. *Ren Q.Z., Huang F., Gao Z.H.* Distribution of residual stress in medium carbon quenching-partitioning steel // *Heat Treatment of Metals*. 2016. V. 41. № 10. P. 1–5.
 12. *Zhu T., Wu J.J., Guo X.M., Jin L.* Influence of pre-stretching on residual stresses and mechanical properties of 2A12 as-quenched duralumin // *China Metal Forming Equipment & Manufacturing Technology*. 2012. № 2. P. 91–93.
 13. *Ghosh A.K.* A physically-based constitutive model for metal deformation // *Acta Metallurgica*. 1980. V. 28. № 11. P. 1443–1465.
 14. *Mott N.F.* A theory of work-hardening of metal crystals // *Philosophical Magazine*. 1952. V. 43. № 346. P. 1151–1178.
 15. *Breedis J.F.* Influence of dislocation substructure on the martensitic transformation in stainless steel // *Acta Metallurgica*. 1965. V. 13. № 3. P. 239–250.