

УДК 621.785:669.018

О протекании процесса рекристаллизации в быстрорежущих сталях при импульсном лазерном облучении

А. В. Бровер, Г. И. Бровер

(Донской государственный технический университет)

Проведены теоретические и экспериментальные исследования особенностей проявления структурной наследственности быстрорежущих сталей в процессе гипернеравновесных фазовых переходов. Определялся средний размер зерна аустенита после различных вариантов объёмной и поверхностной термообработки, по которому можно оценить температурный интервал нагрева стали под закалку.

Ключевые слова: легированные стали, лазерная закалка, рекристаллизация, структурная наследственность, гипернеравновесные фазовые переходы.

Введение. Широкое использование прогрессивных технологических процессов, в частности лазерного термоупрочнения и легирования, невозможно без глубокого понимания физической сути фазовых и структурных превращений, протекающих при ускоренном нагреве, без установления взаимосвязи между механизмом и кинетикой фазовых превращений и образующимся при этом структурным состоянием, а также наследственной связи между конечной и исходной структурами.

В настоящее время в литературе отсутствует однозначное суждение о величине зерна аустенита в зонах лазерной обработки [1, 2]. С одной стороны, увеличение скорости нагрева стали должно способствовать измельчению зерна, с другой — процесс формирования аустенита осложняется эффектами восстановления формы и размеров зёрен.

Изменения в размерах зерна аустенита легированных сталей после импульсного лазерного облучения могут быть вызваны следующими факторами: более высокой температурой нагрева по сравнению с нагревом при печной закалке по стандартным режимам; чрезвычайно малым временем облучения и значительными температурными градиентами в зонах лазерной обработки.

Прежде всего следует отметить, что высокие температуры нагрева, присущие лазерной обработке, могут увеличить долю растворившихся карбидов, что будет способствовать росту зерна аустенита. Но дефицит времени для протекания диффузионных процессов растворения карбидов при кратковременной лазерной обработке способствует уменьшению размера зерна аустенита, несмотря на высокую температуру нагрева.

С другой стороны, дополнительный вклад в процессы, протекающие при аустенитизации легированных сталей, вносит высокая скорость лазерной обработки, что приводит к появлению значительных температурных градиентов, которые наряду с фазовым наклёпом при $\alpha \leftrightarrow \gamma$ рекристаллизации приводят к появлению термических напряжений, релаксирующих за счёт образования и взаимодействия дислокаций. В результате можно ожидать не только явления наследования размера аустенитного зерна от исходного закалённого металла, но и протекания динамической рекристаллизации аустенита, сопровождаемой как измельчением зерна, так и его дальнейшим ростом.

В настоящей работе сделана попытка определения особенностей влияния перечисленных факторов на проявление структурной наследственности в процессе скоростной лазерной закалки сталей методами количественной металлографии.

Это важно, поскольку знание особенностей структурных превращений в металлах при скоростной лазерной обработке позволяет выбирать режимы для получения определённого структурного состояния поверхностных слоёв материала, а также избегать нежелательных его измене-

ний в процессе эксплуатации облучённых металлических изделий под действием повышенных температур, больших нагрузок и т. д.

Методики проведения эксперимента. В работе использовались образцы легированных сталей Р6М5, Р18 и др. Лазерное облучение проводилось на технологической установке «Квант-16» с плотностью мощности излучения 100—150 МВт/м². Для осуществления процесса лазерной цементации применялся порошок стандартного карбюризатора (берёзового). В качестве связки использовали пековый лак.

Металлографический анализ проводился на микроскопе Neophot-21, полирование и травление шлифов выполнялось электролитическим методом. При рентгеноструктурных исследованиях использовался дифрактометр ДРОН-0,5, съёмка осуществлялась в фильтрованном FeK α -излучении в режиме непрерывной записи.

Обсуждение результатов исследований. Установлено, что лазерная обработка быстрорежущих сталей способствует образованию на поверхности образцов и изделий аустенитно-мартенситных структур с твёрдостью до 12 ГПа. Вместе с тем, в упрочнённом металле отмечается достаточно чётко выраженная неоднородность по фазовому составу и структуре. Так, после однократного облучения в пятне, как правило, выявляется несколько характерных зон, различающихся по степени травимости и общей твёрдости. Следует отметить, что соотношение различных зон по объёму зависит от режима облучения, хотя основную долю составляет светлая зона с максимальным уровнем твёрдости. Травление светлой зоны позволило выявить границы аустенитных зёрен в виде сетки и нерастворённые карбиды.

Подобные структуры характерны для быстрорежущих сталей в закалённом состоянии, поскольку присутствие мартенсита как фазы металлографически начинает проявляться лишь после нагрева, например, отпуска [3].

В работе определяли средний размер зерна аустенита после различных вариантов объёмной и поверхностной термообработки быстрорежущих сталей методом секущих. Для каждого варианта был получен массив из 25 измерений; при уровне надёжности $P = 0,95$ определено среднеквадратическое отклонение среднего размера зерна аустенита, равное 0,5 мкм.

По среднему размеру аустенитных зёрен можно оценить температурный интервал нагрева быстрорежущей стали под закалку, в частности, сталь Р6М5 после объёмной закалки с оптимальных температур порядка 1220 °С имеет средний размер зёрен в пределах $6,1 \pm 0,5$ мкм, что по шкале микроструктур оценивается в 11—12 баллов.

Поскольку установлено [4, 5], что наибольшая глубина и твёрдость упрочнённого слоя достигается при лазерном облучении быстрорежущих сталей, прошедших полный цикл объёмного упрочнения (закалка и трёхкратный отпуск 560 °С), в настоящей работе лазерной закалке подвергались образцы со структурой мартенсит закалки и отпуска. Представляло интерес сравнение аустенитной структуры в зонах лазерной и объёмной закалки. Методически этот вопрос решался путём определения среднего условного диаметра зерна аустенита по микрофотографиям структуры с различных зон с использованием методов стереометрической металлографии. При этом среднестатистическая ошибка измерений не превышала 3—4 % от определяемой величины. В результате исследований установлено, что в зоне лазерной закалки из твёрдого состояния размер выявляемых аустенитных зёрен на 15—35 % больше, чем в исходном металле, закалённом с объёмного нагрева до температуры 1220 °С.

Этот экспериментальный факт является очень важным при изучении вопросов, связанных с аустенитизацией быстрорежущих сталей под воздействием скоростного лазерного нагрева. Дело в том, что рост зёрен при аустенитизации контролируется диффузией и зависит от температуры нагрева и времени выдержки. Если учитывать длительность лазерного нагрева в аустенитную область, исчисляемую тысячными долями секунды, и сверхвысокую скорость нагрева, то можно бы-

ло бы ожидать формирования в процессе такой обработки ультрадисперсной структуры или восстановления исходного размера зерна закалённой стали. Однако в действительности образуется крупнозернистая структура.

Допуская возможность реализации каких-то особенностей в структурном механизме фазового превращения и роста зерна аустенита в условиях лазерного нагрева, следует вначале остановиться на роли достигаемого при этом температурного интервала. По-видимому, при лазерной аустенитизации температура нагрева поверхности достигает солидуса, который в многокомпонентной системе Fe — W — Mo — V — C для состава стали Р6М5 при равновесных условиях находится на уровне 1290—1310 °С. Вместе с тем, под действием высокой скорости лазерного нагрева критическая температура плавления может сместиться в область более высоких температур. Экспериментальные факты образования крупного зерна аустенита и зависимость достигаемых при этом размеров зёрен от параметров лазерного облучения позволяют косвенно судить о технологической значимости этого смещения и общем уровне температур нагрева.

Известно, что концентрация мощности лазерного излучения на единице облучаемой поверхности при постоянной энергии накачки достигает максимума, если образец находится в фокусе оптической системы лазера. По мере смещения поверхности образца из фокуса плотность энергии облучения будет снижаться. Аналогичный характер изменения фиксируется и по температуре нагрева. Поэтому на данный фактор должна отреагировать и структура, в частности, размер зерна аустенита. Сделанные в этом направлении эксперименты подтверждают это обстоятельство. В частности, облучение в фокусе, создавая максимальную температуру нагрева, способствует росту зёрен аустенита до условного среднего диаметра в $9,5 \pm 0,2$ мкм, в то время как закалка в сильно расфокусированном луче даёт зерно размером в 7,5 мкм, что более чем на 1 мкм больше значений, получаемых после объёмной закалки с оптимальных температур.

Обобщая вышесказанное, можно сделать следующее заключение относительно причин роста зерна аустенита при лазерной обработке предварительно закалённых сталей.

При малой энергии облучения и, следовательно, относительно низких температурах нагрева к увеличению размера зерна аустенита может приводить повышенная плотность дислокаций, возникающих в аустените при $\alpha \rightarrow \gamma$ превращении, наследуемая от исходной до нагрева α -фазы, что способствует протеканию собирательной рекристаллизации.

При большой энергии облучения и нагреве в верхнюю часть твердофазной области к дальнейшему росту зерна аустенита приводит более полное растворение карбидов, чем это имеет место при печной закалке по стандартным режимам.

В целях развития представленной выше информации о зависимости роста зерна при лазерной аустенитизации от максимально достигаемых температур были поставлены эксперименты по облучению стали Р6М5 с разной энергией при постоянной расфокусировке пучка. Облучение образцов проведено на технологической установке «Квант-16» с регистрацией энергии. Установлено, что с ростом энергии облучения, а, следовательно, и максимальной температуры нагрева, происходит увеличение средних размеров аустенитных зёрен до величин, на 30—35 % превышающих размеры, которые свойственны традиционному объёмному упрочнению. Следует отметить, что оказывает влияние и некоторое увеличение длительности лазерного импульса с ростом энергии облучения. Образование в условиях лазерного нагрева зёрен с размером в 9,0—10,0 мкм следует считать крайним вариантом, поскольку дальнейшее увеличение энергии облучения и длительности импульса, то есть соответствующий рост максимальной температуры и продолжительности нагрева, приводит к оплавлению поверхности металла и переходу в плане последующего формирования структуры в качественно новую область.

Особенности проявления структурной наследственности в легированных сталях в процессе гипернеравновесных фазовых переходов можно объяснить с привлечением двух механизмов

перекристаллизации. В первом случае исходим из предположения, что при импульсном лазерном нагреве наблюдается следующая последовательность структур в процессе перекристаллизации: упорядоченная перестройка решётки $\alpha \rightarrow \gamma$, приводящая к восстановлению исходного размера зерна; рекристаллизация γ -фазы, обусловленная возникающими при превращении и унаследованными от исходной структуры искажениями; укрупнение зерна на начальной стадии собирательной рекристаллизации [6—9].

Оценим энергетические условия зафиксированного экспериментально роста зерна аустенита при лазерной обработке стали на определённых режимах [10, 11].

Исходим из того, что достигнутая при лазерном облучении высокая плотность дислокаций не успевает аннигилировать при охлаждении, обладая избыточной энергией:

$$U_p \approx 0,5 \cdot G \cdot b^2 \cdot \rho, \quad (1)$$

где G — модуль сдвига аустенита; b — вектор Бюргерса; ρ — плотность дислокаций.

В процессе собирательной рекристаллизации увеличивается условный диаметр зёрен аустенита, то есть уменьшается протяжённость его границ, что приводит к уменьшению свободной энергии металла (ΔU_p) и повышению устойчивости γ -фазы:

$$\Delta U_p \approx 2\gamma \Delta d^{-1}, \quad (2)$$

где γ — удельная поверхностная энергия; d — средний размер зерна.

Для того чтобы процесс рекристаллизации мог осуществиться, необходимо соблюдение условия: $U_p \leq \Delta U_p$, то есть

$$2\gamma \Delta d^{-1} \geq 0,5 \cdot G \cdot b^2 \cdot \rho. \quad (3)$$

Экспериментально определённый размер рекристаллизованного зерна аустенита в облучённых зонах на стали Р6М5 в среднем составляет 9 мкм. Найдём ту плотность дислокаций ($\Delta\rho$), при которой энергетически выгодным становится образование относительно крупных аустенитных зёрен. По данным Д. Мак Лина, удельная поверхностная энергия на границе зерна аустенита равна 850 МДж/м². Модуль сдвига аустенита при 1000 °С примем $4 \cdot 10^4$ МПа, $b^2 \approx 10^{-15}$ см². Подстановка в выражение (3) даёт «критическую» плотность дислокаций 10^{10} — 10^{11} см⁻², что достижимо при лазерной закалке и легировании.

Таким образом, реализация рекристаллизационных процессов в аустените при высоких температурах и высоких скоростях лазерного нагрева находит энергетическое обоснование.

Следует отметить ещё один фактор, способствующий укрупнению аустенитного зерна при скоростной лазерной термообработке. Это ослабление тормозящего действия избыточных высоколегированных и отпускных карбидов, обусловленное их растворением при лазерном облучении.

Тормозящее действие частиц при рекристаллизации и росте зёрен определим из соотношения Смита — Мак Лина:

$$D = \frac{2d}{3f}, \quad (4)$$

где D — диаметр зерна; d и f — диаметр и объёмная доля карбидных частиц соответственно.

Диаметр зерна составляет 9 мкм, диаметр карбидных частиц ≈ 1 мкм.

$$f = \frac{2d}{3D} = \frac{2 \cdot 1}{3 \cdot 9} \approx 7 \, \%.$$

Полученный результат согласуется с экспериментальными данными о количестве карбидов в лазерно-облучённом металле.

Следует отметить, что согласно К. Зинеру максимальное тормозящее усилие, действующее на единицу площади поверхности границы зерна аустенита, создаваемое включениями, определяется формулой:

$$p = \frac{3f\sigma_B}{2r}, \quad (5)$$

где p — тормозящее усилие; f — доля объёма, занимаемая включениями; σ_B — удельная поверхностная энергия границы; r — радиус частицы.

Из соотношения (5) следует, что при заданной объёмной доле включений более мелкие частицы должны сильнее тормозить миграцию границ зёрен аустенита, но они растворяются при лазерной обработке. Следствием этого является уменьшение ограничений для роста зёрен аустенита.

Ослабление тормозящего действия высоколегированных карбидов, выделившихся при отпуске стали после объёмной закалки, обусловлено их растворением под действием достигаемых при лазерной обработке высоких температур, что было подтверждено экспериментально путём количественной оценки объёмной доли карбидов, находящихся в металле до и после облучения.

Такая проверка осуществлялась планиметрическим методом с использованием микрофотографий, сделанных в случайных сечениях анализируемого объёма. При этом подсчёт карбидов проводился по группам в зависимости от размеров: 0,4—1 мкм; 1—2 мкм; 2—3 мкм; 3—4 мкм. В результате исследований установлено, что лазерная закалка в силу высокого температурного интервала нагрева обеспечивает дополнительное растворение карбидов в матрице. В частности, на рисунке 1 показаны гистограммы распределения объёмной доли карбидов по размерам в зависимости от количества импульсов при облучении ($\tau_{\text{имп}} \sim 3 \cdot 10^{-3}$ с; $q = 80\text{—}100$ МВт/м²) одного и того же участка поверхности образца по сравнению с объёмной долей карбидов в образце, подвергнутом объёмной термообработке (закалка и трёхкратный отпуск). Эти данные характеризуют растворение как мелких, так и относительно крупных карбидов, различимых при применении оптического микроскопа.

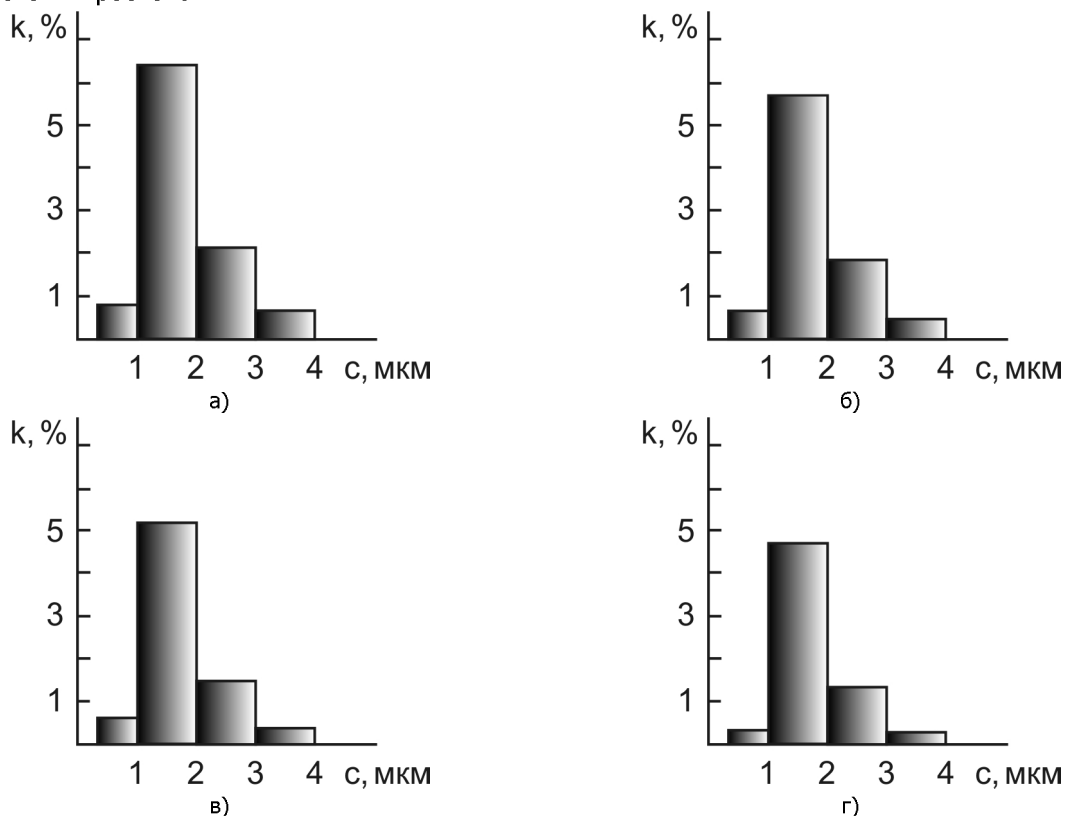


Рис. 1. Количество карбидов (k) в стали Р6М5 в зависимости от их размера (c): а — объёмная закалка и трёхкратный отпуск 560 °С (общая доля карбидов — 9,44 %); б — однократное облучение (общая доля карбидов — 8,21 %); в — двукратное облучение (общая доля карбидов — 7,36 %); г — трёхкратное облучение (общая доля карбидов — 6,81 %)

Дополнительное по сравнению с объёмной обработкой растворение карбидов облегчает наряду с другими факторами рост аустенитных зёрен при скоростном лазерном нагреве. В качестве иллюстрации на рисунке 2 приведена зависимость среднего размера зерна аустенита от энергии облучения, то есть от доли растворённых при лазерной обработке карбидов. Как видно, при всех энергиях излучения средний размер зерна аустенита в зоне закалки из твёрдого состояния больше, чем в основном металле.

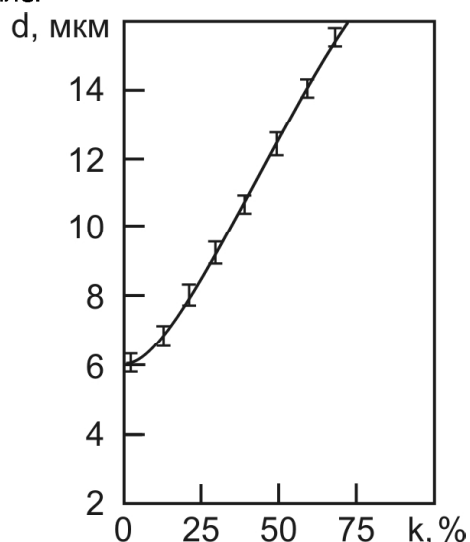


Рис. 2. Влияние доли растворённых карбидов (k) при лазерной закалке на средний размер аустенитного зерна (d)

Можно было предположить, что если сохранить в структуре большее количество нерастворённых карбидов за счёт, например, поверхностного насыщения металла углеродом, то зерно аустенита расти до значительных размеров не будет. Для подтверждения высказанных соображений были проведены эксперименты по лазерному облучению поверхности стали Р6М5, покрытой слоем сажи и обмазкой для насыщения металла углеродом. В закалённых по обоим вариантам зонах измерялся средний размер аустенитного зерна и подсчитывалась доля растворённых карбидов. Результаты экспериментов приведены в таблице 1.

Таблица 1

Средний размер аустенитного зерна и общая доля карбидов в металле, подвергнутом лазерной закалке и лазерной цементации

Термообработка образцов из стали Р6М5	Общая доля карбидов, %		Средний размер зерна аустенита, мкм	
	однократное облучение	двукратное облучение	однократное облучение	двукратное облучение
Объёмная закалка с 1220 °С и трёхкратный отпуск 560 °С	9,5	—	6,1 ± 0,5	
Лазерная закалка с чернением поверхности образцов сажей	8,7	7,4	8,3 ± 0,5	9,2 ± 0,5
Лазерная цементация	10,1	11,8	7,1 ± 0,5	7,8 ± 0,5

Как видно, при лазерной цементации действительно сдерживается рост зёрен аустенита по сравнению с лазерной закалкой либо за счёт более низкого температурного интервала нагрева поверхности стали, связанного с необходимостью расплавления обмазки, либо за счёт влияния нерастворившихся карбидов. Обращает на себя внимание рост количества карбидов в облучённой зоне по сравнению с исходным металлом. Это может быть следствием выделения карбидов из перенасыщенного углеродом твёрдого раствора при охлаждении облучённого слоя. Для проверки этого предположения были проведены лазерное упрочнение и лазерная цементация образцов из

стали Р6М5, подвергнутых объёмной закалке без отпуска. При этом установлено, что в облучённом металле зерно аустенита растёт до больших размеров, чем при упрочнении стали, подвергнутой объёмной закалке с отпуском (таблица 2). Это может быть связано с почти полным отсутствием дисперсных карбидов в исходных структурах объёмной закалки. После лазерной цементации доля карбидов увеличивается и достигает тех же значений, что и после легирования углеродом исходных отпущенных структур. Это может происходить вследствие выделения карбидов при охлаждении металла после высокотемпературной лазерной цементации из твёрдых образцов. Размер такого рода карбидов находится в пределах 0,001—0,003 мкм, что говорит об их дисперсности.

Таблица 2

Средний размер зёрен аустенита и общая доля карбидов в металле, подвергнутом лазерной закалке и лазерной цементации

Термообработка стали Р6М5	Общая доля карбидов, %		Средний диаметр зерна аустенита, мкм	
	однократное облучение	двукратное облучение	однократное облучение	двукратное облучение
Объёмная закалка с 1220 °С	8,9		6,1 ± 0,5	
Лазерная закалка (чернение поверхности сажей)	7,1	6,7	9,7 ± 0,5	11,8 ± 0,5
Лазерная цементация	10,4	11,3	8,4 ± 0,5	8,8 ± 0,5

Обращает на себя внимание тот факт, что размер зерна аустенита в упрочнённых зонах при облучении объёмно-закалённой без отпуска быстрорежущей стали не равен размеру зерна аустенита исходного металла. Это может быть связано с возможным незначительным распадом мартенсита исходной закалённой структуры при подходе к температуре $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, что частично нарушает упорядоченность перестройки из-за присутствия дисперсных карбидных частиц. Около них могут возникать дополнительные искажения, способствующие образованию насыщенных дефектами аустенита, а следовательно, повышению избыточной энергии γ -фазы. Укрупнение размера аустенитных зёрен на закалённых без отпуска образцах стали больше, чем на отпущенных образцах, что может быть связано с меньшей степенью отпуска структуры перед лазерной перекристаллизацией.

Рассмотренный выше механизм перекристаллизации возможен, но маловероятен в связи с чрезвычайно малой продолжительностью процесса лазерной обработки.

Более перспективен в этих условиях механизм рекристаллизации *in situ*, играющий роль аккомодационного явления, препятствующего чрезмерному росту микронапряжений, образованию очагов разрушения, и учитывающий диссипацию энергии лазерного воздействия одновременно на нескольких структурных уровнях.

Возникающая в процессе лазерной обработки пространственно-временная дислокационная субструктура может быть представлена в виде трёхступенчатой иерархии масштабов структур: микроскопический уровень, связанный с вкладом эволюции ансамбля структурных несовершенств на уровне субзёрен, границ зёрен; мезоскопический уровень, учитывающий влияние ансамбля дислокационных и дисклинационных зарядов внутри зерна; макроскопический уровень, учитывающий вклад от взаимодействия между зёрнами.

При лазерном облучении в материале возникают вихревые механические поля, характеризующиеся изменением плотности дислокаций (трансляционная мода) и плотности дисклинаций (ротационная мода). Трансляционное движение (миграция субграниц за счёт переползания дислокаций) первично, оно сопровождается ротационным поворотом субзёрен с образованием единой ориентации решётки в пределах зерна, то есть на другом структурном уровне [12]. Таким образом происходит укрупнение зёрен при скоростной лазерной обработке путём коалесценции.

Механизм процесса аустенитизации легированных сталей не исчерпывается обсуждённой выше информацией, поэтому с теоретической точки зрения представляется полезным углубление исследований в этом направлении, особенно по вопросам структурообразования в момент фазовых превращений и влияния этих процессов на формирование прочностных и износостойких свойств сталей.

Заключение. Теоретические и экспериментальные исследования особенностей проявления структурной наследственности в процессе скоростной лазерной обработки легированных сталей позволили установить, что в зоне лазерной закалки из аустенитного состояния размер выявляемых аустенитных зёрен на 15—35 % больше, чем в основном металле, объёмно-закалённом от оптимальных температур нагрева.

Выявлено, что размер аустенитного зерна зависит от условий облучения — степени дефокусировки лазерного луча, плотности мощности излучения, поглотительной способности поверхности, то есть от уровня достигаемых значений температур нагрева поверхностных слоёв материалов.

Предложены два механизма перекристаллизации сталей в условиях скоростной лазерной обработки. В первом случае исходили из предположения, что наблюдается следующая последовательность структурных превращений: упорядоченная перестройка решётки $\alpha \rightarrow \gamma$, приводящая к восстановлению исходного размера зерна аустенита; рекристаллизация γ -фазы, обусловленная возникающими при превращении и унаследованными от исходной структуры искажениями; укрупнение зерна на начальной стадии собирательной рекристаллизации. Более перспективным в условиях чрезвычайно малой продолжительности процесса лазерной обработки является механизм рекристаллизации *in situ*, сопровождаемый миграцией субграниц за счёт переползания дислокаций и ротационным поворотом решётки субзёрен с образованием единой ориентации решётки в пределах зерна, приводящий в результате к укрупнению зёрен путём коалесценции.

Библиографический список

1. Григорьянц, А. Г. Основы лазерной обработки материалов / А. Г. Григорьянц. — Москва: Машиностроение, 1989. — 304 с.
2. Гриднев, В. Н. О восстановлении зерна аустенита в закалённых углеродистых сталях при быстром нагреве / В. Н. Гриднев, С. П. Ошкадеров, Р. В. Телевич // Физика металлов и металловедение. — 1980. — Т. 49. — № 3. — С. 668—670.
3. Геллер, Ю. А. Инструментальные стали / Ю. А. Геллер. — Москва: Металлургия, 1983. — 583 с.
4. Бровер, Г. И. Некоторые особенности строения инструментальных сталей после импульсной лазерной обработки / Г. И. Бровер, С. С. Федосиенко, В. Н. Варавка // Известия вузов. Чёрная металлургия. — 1989. — № 6. — С. 92—95.
5. Бровер, Г. И. Влияние параметров излучения и исходной структуры инструментальных сталей на эффективность лазерного упрочнения / Г. И. Бровер, В. Н. Варавка, Е. А. Кацнельсон // Известия вузов. Чёрная металлургия. — 1990. — № 2. — С. 53—56.
6. Садовский, В. Д. Структурная наследственность в стали / В. Д. Садовский. — Москва: Металлургия, 1973. — 205 с.
7. Садовский, В. Д. Образование аустенита при сверхбыстром лазерном нагреве сталей со структурой пакетного мартенсита / В. Д. Садовский, В. М. Счастливцев, Т. И. Табатчикова // Физика металлов и металловедение. — 1987. — Т. 63. — Вып. 3. — С. 555—561.
8. Дьяченко, С. С. Влияние скорости нагрева на структурную перекристаллизацию сталей / С. С. Дьяченко, В. С. Дьяченко, А. А. Слива // Известия вузов. Чёрная металлургия. — 1972. — № 3. — С. 135—138.

9. Садовский, В. Д. Фазовые и структурные превращения при лазерном нагреве стали / В. Д. Садовский, Т. И. Табатчикова, В. М. Умова // Физика металлов и металловедение. — 1984. — Т. 58. — Вып. 4. — С. 812—817.

10. Кидин, И. Н. Наблюдения фазового наклепа при высокотемпературном полиморфном превращении / И. Н. Кидин, В. И. Лизунов, П. Б. Смирнов // Физика металлов и металловедение. — 1967. — Т. 23. — Вып. 6. — С. 1082—1087.

11. Сагарадзе, В. В. Фазовый наклеп аустенита среднелегированных конструкционных сталей / В. В. Сагарадзе, А. В. Ожиганов, В. В. Крехтунов // Физика металлов и металловедение. — 1973. — Т. 36. — Вып. 1. — С. 121—128.

12. Новиков, И. И. Теория термической обработки металлов / И. И. Новиков. — Москва: Металлургия, 1986. — 480 с.

Материал поступил в редакцию 13.12.2011.

References

1. Grigor`yancz, A. G. Osnovy` lazernoj obrabotki materialov / A. G. Grigor`yancz. — Moskva: Mashinostroenie, 1989. — 304 s. — In Russian.

2. Gridnev, V. N. O vosstanovlenii zerna austenita v zakalyonny`x uglerodisty`x stalyax pri by`strom nagreve / V. N. Gridnev, S. P. Oshkaderov, R. V. Televich // Fizika metallov i metallovedenie. — 1980. — Т. 49. — # 3. — С. 668—670. — In Russian.

3. Geller, Yu. A. Instrumental`ny`e stali / Yu. A. Geller. — Moskva: Metallurgiya, 1983. — 583 s. — In Russian.

4. Brover, G. I. Nekotory`e osobennosti stroeniya instrumental`ny`x stalej posle impul`snoj lazernoj obrabotki / G. I. Brover, S. S. Fedosienko, V. N. Varavka // Izvestiya vuzov. Chyornaya metallurgiya. — 1989. — # 6. — С. 92—95. — In Russian.

5. Brover, G. I. Vliyanie parametrov izlucheniya i isxodnoj struktury` instrumental`ny`x stalej na e`ffektivnost` lazernogo uprochneniya / G. I. Brover, V. N. Varavka, E. A. Kacznel`son // Izvestiya vuzov. Chyornaya metallurgiya. — 1990. — # 2. — С. 53—56. — In Russian.

6. Sadovskij, V. D. Strukturnaya nasledstvennost` v stali / V. D. Sadovskij. — Moskva: Metallurgiya, 1973. — 205 s. — In Russian.

7. Sadovskij, V. D. Obrazovanie austenita pri sverxby`strom lazernom nagreve stalej so strukturnoj paketnogo martensita / V. D. Sadovskij, V. M. Schastlivcev, T. I. Tabatchikova // Fizika metallov i metallovedenie. — 1987. — Т. 63. — Vy`p. 3. — С. 555—561. — In Russian.

8. D`yachenko, S. S. Vliyanie skorosti nagreva na strukturnuyu perekristallizaciju stalej / S. S. D`yachenko, V. S. D`yachenko, A. A. Sliva // Izvestiya vuzov. Chyornaya metallurgiya. — 1972. — # 3. — С. 135—138. — In Russian.

9. Sadovskij, V. D. Fazovy`e i strukturny`e prevrashheniya pri lazernom nagreve stali / V. D. Sadovskij, T. I. Tabatchikova, V. M. Uмова // Физика металлов и металловедение. — 1984. — Т. 58. — Vy`p. 4. — С. 812—817. — In Russian.

10. Kidin, I. N. Nablyudeniya fazovogo naklyopa pri vy`sokotemperaturnom polimorfnom prevrashhenii / I. N. Kidin, V. I. Lizunov, P. B. Smirnov // Fizika metallov i metallovedenie. — 1967. — Т. 23. — Vy`p. 6. — С. 1082—1087. — In Russian.

11. Sagaradze, V. V. Fazovy`j naklyop austenita srednelegirovanny`x konstrukcionny`x stalej / V. V. Sagaradze, A. V. Ozhiganov, V. V. Krexunov // Fizika metallov i metallovedenie. — 1973. — Т. 36. — Vy`p. 1. — С. 121—128. — In Russian.

12. Novikov, I. I. Teoriya termicheskoy obrabotki metallov / I. I. Novikov. — Moskva: Metallurgiya, 1986. — 480 s. — In Russian.

ON RECRYSTALLIZATION BEHAVIOUR IN HIGH-SPEED STEELS UNDER PULSED LASER ILLUMINATION

A. V. Brover, G. I. Brover

(Don State Technical University)

The theoretical and experimental investigations on the development features of the structural heredity of high-speed steels under the hypernonequilibrium phase transitions are carried out. The average austenite grain diameter after different options of the volume and surface heat treatment, that permits to estimate the temperature interval of steel hardening heat, is determined.

Keywords: *alloyed steels, laser hardening, recrystallization, structural heredity, hypernonequilibrium phase transactions.*