

МЕТАЛЛУРГИЯ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ  
METALLURGY AND MATERIALS

**Ким В. А., Матарыкина А. С., Матарыкина С. С., Назаренко Л. О.**  
**V. A. Kim, A. S. Matarykina, S. S. Matarykina, L. O. Nazarenko**

**ЛАЗЕРНОЕ УПРОЧНЕНИЕ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ У10**

**LASER HARDENING OF CARBON STEEL U10**

**Ким Владимир Алексеевич** – доктор технических наук, профессор кафедры материаловедения и технологии новых материалов Комсомольского-на-Амуре государственного университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре). E-mail: kmtnm@knastu.ru.

**Mr. Vladimir A. Kim** – Dr. hab. of Engineering. Professor, Materials and New Materials Technology Department. Komsomolsk-on-Amur State University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail: kmtnm@knastu.ru.

**Матарыкина Анжелика Сергеевна** – студентка кафедры материаловедения и технологии материалов направления «материаловедение и технология материалов» Комсомольского-на-Амуре государственного университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре). E-mail: matarykina.as@mail.ru.

**Ms. Angelika S. Matarykina** – student, Materials and New Materials Technology Department. Komsomolsk-on-Amur State University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail: matarykina.as@mail.ru.

**Матарыкина Снежана Сергеевна** – студентка кафедры материаловедения и технологии материалов направления «материаловедение и технология материалов» Комсомольского-на-Амуре государственного университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре). E-mail: matarykina.ss@mail.ru.

**Ms. Snezhana S. Matarykina** – student, Materials and New Materials Technology Department. Komsomolsk-on-Amur State University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail: matarykina.ss@mail.ru.

**Назаренко Любовь Олеговна** – студентка кафедры материаловедения и технологии материалов направления «материаловедение и технология материалов» Комсомольского-на-Амуре государственного университета (Россия, Комсомольск-на-Амуре). E-mail: nazarenko.lo@mai.ru.

**Ms. Lubov O. Nazarenko** – student Materials and New Materials Technology Department. Komsomolsk-on-Amur State University (Russia, Komsomolsk-on-Amur). E-mail: nazarenko.lo@mai.ru.

**Аннотация.** Лазерное упрочнение углеродистой стали У10 повышает микротвёрдость поверхностей более чем в два раза. Упрочнение связано с образованием наноструктур и может быть количественно описано плотностью границ зёрен. Полученные результаты могут быть использованы для оптимизации режимов лазерной обработки режущих и деформирующих инструментов.

**Summary.** Laser hardening of carbon steel U10 increases the micro hardness of surfaces twice a large. Hardening is connected with formation of nanostructures, and density of borders of grains can be quantitatively described. The received results can be used for optimization of the modes of laser processing of the cutting and deforming tools.

**Ключевые слова:** инструментальная сталь, лазерная обработка, упрочнение, структура, микротвёрдость, закалка.

**Key words:** tool steel, laser processing, hardening, structure, micro hardness, training.

УДК 621.9.026

**Введение**

Лазерные технологии базируются на взаимодействии высококонцентрированного электромагнитного излучения с материалами и используются для создания неравновесных поверхностных структур, обладающих уникальными физико-механическими свойствами. Технологии лазерного упрочнения повышают поверхностную твёрдость и износостойкость, характеризуются простотой транспортировки лазерного луча в зону воздействия и возможностью автоматизации и механизации этого процесса.



Инструменты и оснастка для обработки металлов давлением работают в экстремальных трибологических условиях и подвержены разрушению и изнашиванию рабочих поверхностей, поэтому повышение их износостойкости является актуальной проблемой современного машиностроения. Лазерное упрочнение является эффективной технологией повышения эксплуатационной надёжности металлорежущего и штампового инструмента и находит широкое практическое применение [5; 7; 8]. Тем не менее, многие вопросы, связанные с формированием неравновесных структур под действием концентрированных потоков энергии, остаются нерешёнными. Это связано, в первую очередь, с тем, что механизмы образования и развития неравновесных структур плохо поддаются строгому математическому описанию из-за ограниченного числа количественных показателей, отображающих структурную организацию материала, и многофакторностью процесса.

В статье приведены результаты исследований по формированию поверхностных структур при лазерном упрочнении с использованием количественных показателей структурной организации материала, полученных методами компьютерной металлографии, и разработка рекомендаций по оптимизации режимов обработки.

### Методика исследования

Исследования выполнялись по заказу Федерального казённого предприятия «Амурский патронный завод “Вымпел”», в котором изготовление продукции осуществляется на роторных автоматических линиях по обработке металлов давлением. Штамповые инструменты и оснастка изготавливаются, главным образом, из углеродистых инструментальных сталей. В качестве исследуемых образцов использовались цилиндрические пуансоны диаметром 12,0 мм из углеродистой инструментальной стали У10 с электролитическим хромовым покрытием толщиной 2...5 мкм.

Лазерная обработка осуществлялась технологическим лазерным оборудованием RLS-300 импульсным инфракрасным излучением с длиной волны  $\lambda = 1,06$  мкм. Обработанная поверхность представляла дорожку из пятен лазерного воздействия круглой формы с коэффициентом перекрытия 0,75. Удельная энергия ( $E$ ) и плотность мощности ( $B$ ) падающего излучения вычислялись по формуле

$$E = \frac{4W}{\pi d^2}, \quad B = \frac{E}{\tau_u},$$

где  $W$  – энергия единичного лазерного импульса;  $d$  – диаметр пятна лазерного воздействия;  $\tau_u$  – длительность импульса.

Значения режимов лазерной обработки приведены в табл. 1.

Таблица 1

Режимы лазерной обработки

$W$ , Дж	$d$ , м	$\tau_u$ , с	$E \cdot 10^6$ Дж/м <sup>2</sup>	$B \cdot 10^9$ Вт/м <sup>2</sup>
8,1	0,0020	0,0025	2,58	1,03
10,0	0,0020	0,0025	3,18	1,27
13,0	0,0020	0,0025	4,14	1,66
16,0	0,0020	0,0025	5,10	2,04
18,0	0,0020	0,0025	5,73	2,29
14,0	0,0011	0,0020	14,74	7,37
11,0	0,0011	0,0015	11,58	7,72
6,7	0,0011	0,0010	7,05	7,05
10,0	0,0011	0,0020	10,53	5,26
7,3	0,0011	0,0015	7,68	5,12
4,3	0,0011	0,0010	4,52	4,53

Выбранные режимы лазерного излучения обеспечивали широкий диапазон варьирования плотности теплового потока, который охватывал структурные изменения в твёрдофазной и жидкофазной областях.

Металлографические шлифы изготавливались по традиционной методике на автоматическом станке AutoMet 250. Травление осуществлялось 4,0%-ным раствором азотной кислоты в спирте. Микроструктура фиксировалась с помощью металлографического микроскопа Nikon MA 200 при 1000- и 1500-кратном увеличении, а обработка изображений осуществлялась программой Image.Pro.Plus.5.1. Для этого цифровое изображение микроструктуры подвергалось предварительной обработке, включающей повышение контрастности, снятие контрастной маски, выделение границ зёрен и других микроструктурных объектов с помощью фильтра Лапласа и калибровки изображения. Затем определялись периметр ( $P_i$ ) и площадь ( $F_i$ ) каждого микроструктурного объекта, по которым рассчитывалась плотность границ по формуле

$$q_i = \frac{P_i}{F_i}.$$

По совокупности полученных значений плотности границ ( $q_i$ ) строились кривые распределения и вычислялись их статистические показатели. На одном изображении микроструктуры выявлялись до 2000 объектов.

Микротвёрдость определялась с помощью микротвердомера НМV-2.

#### **Результаты исследования и их анализ**

Микроструктура инструментальной углеродистой стали У10 в исходном состоянии представляет механическую смесь из мартенситно-трооститной матрицы высокоуглеродистой стали и глобулярных карбидов. Высокая твёрдость, прочность и термическая устойчивость материала обеспечивается мартенситно-трооститной фазой и дисперсными карбидными частицами.

При лазерном упрочнении стали У10 в режиме оплавления на микроструктуре чётко выявляются слои, сформированные в разных температурно-скоростных и градиентных условиях (см. рис. 1).

Самый нижний слой представляет исходную структуру материала, выше которой располагается зона термического влияния (ЗТВ). Структурные изменения в ЗТВ реализуются в твёрдофазной области и в зависимости от температурных условий могут протекать по алгоритму закалки, отпуска или отжига. В ЗТВ можно выделить чёткую границу, разделённую изотермой полиморфных  $\alpha - \gamma$  превращений. Высокая скорость нагрева при импульсном лазерном воздействии не позволяет в полной мере реализоваться превращению мартенсита в аустенит, а высокая скорость охлаждения – переходу аустенита в мартенсит. В результате микроструктура, сформированная в режиме твёрдофазной лазерной закалки, включает исходный мартенсит и троостит, остаточный аустенит и вновь образованный мартенсит из аустенитной фазы. Образованная мартенситная фаза имеет более чётко выраженные двойниковые границы.

Выше ЗТВ располагается область, образованная из жидкофазного состояния оплавленного металла. Характер структурной организации этой области позволяет выделить два слоя, отличающиеся кинетикой процесса кристаллизации. Слой, примыкающий к ЗТВ, формируется при высоких скоростях охлаждения и градиентах температур. Кинетика кристаллизации в этом случае характеризуется высокой скоростью образования центров кристаллизации и относительно низкой скоростью роста кристаллов. В результате образуется дендритная структура, состоящая из мартенсита закалки, которая на изображениях проявляется в виде игольчатых образований высокой плотности, ориентированных вдоль градиента температур. Назовём этот слой структурой жидкофазной закалки первого типа (СЖФЗ-1).



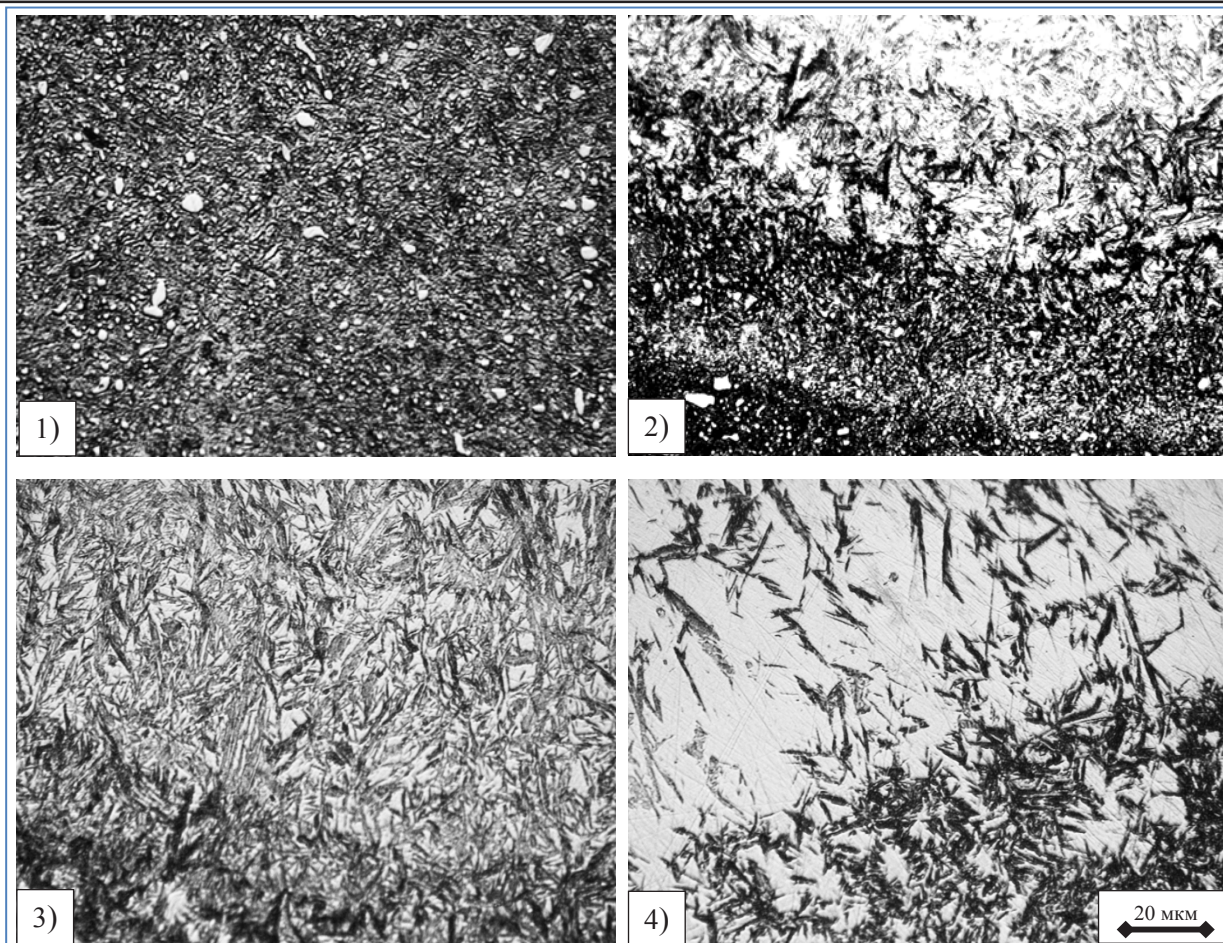


Рис. 1. Микроструктура У10: 1 – в исходном состоянии и после лазерной обработки; 2 – в зоне термического влияния; 3, 4 – в зоне жидкофазной закалки

Выше слоя жидкофазной закалки первого типа располагается структура, также образованная из расплава, но в этом случае процесс кристаллизации происходит на фоне меньших скоростей охлаждения и более низких градиентов температур. Кроме того, время нахождения этого слоя при относительно высоких температурах выше, чем в нижележащих слоях. Кинетика формирования микроструктуры в этом слое характеризуется относительно низкими скоростями образования центров кристаллизации и более высокими скоростями роста кристаллитов. На изображениях микроструктур этот слой отличается более крупными дендритами мартенсита, также ориентированными вдоль градиента температур. Более длительное нахождение жидкой фазы при высоких температурах приводит к однородному распределению химических элементов, поэтому при кристаллизации образуется меньше активных микрогальванических пар и происходит более слабое травление микроструктуры. Назовём этот слой структурой жидкофазной закалки второго типа (СЖФЗ-II).

На рис. 2 показано распределение микротвёрдости в поверхностном слое, упрочнённом лазерной обработкой на некоторых режимах. Видно, что повышение микротвёрдости в среднем составило более чем в два раза. Так, микротвёрдость исходной структуры составляла порядка  $HV = 6000$  МПа, а после лазерной обработки – более 12000 МПа. Распределение микротвёрдости по глубине характеризуется участком, примыкающим к поверхности, в пределах которой микротвёрдость достигает максимальной величины, затем она плавно снижается до исходного значения. Глубина упрочнённого слоя с повышением плотности теплового потока возрастает.

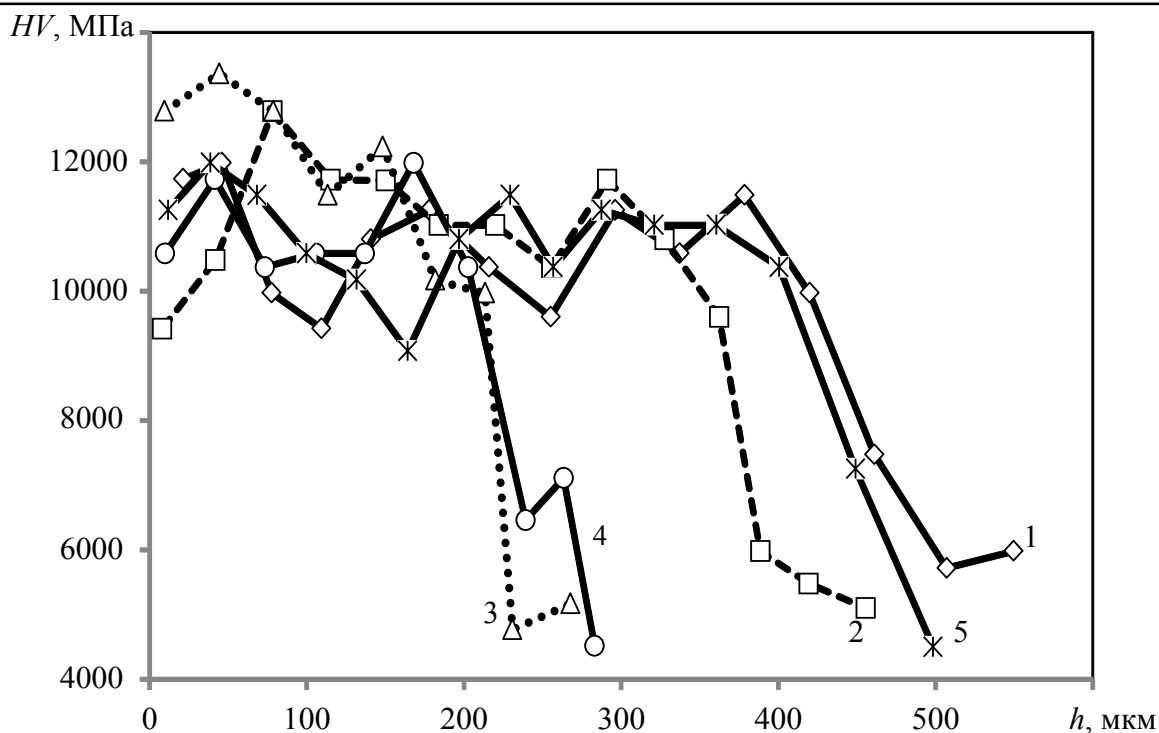


Рис. 2. Распределение микротвёрдости по глубине упрочнённого слоя:  
 1 –  $B = 7,37 \cdot 10^9$  Вт/м<sup>2</sup>; 2 –  $7,72 \cdot 10^9$  Вт/м<sup>2</sup>; 3 –  $7,05 \cdot 10^9$  Вт/м<sup>2</sup>;  
 4 –  $5,26 \cdot 10^9$  Вт/м<sup>2</sup>; 5 –  $7,12 \cdot 10^9$  Вт/м<sup>2</sup>

На рис. 3 показано влияние плотности теплового потока лазерного воздействия на микротвёрдость упрочнённого слоя. Зависимость носит экстремальный характер, максимум которой располагается в диапазоне  $B = (5...7) \cdot 10^9$  Вт/м<sup>2</sup>.

Наличие максимума достаточно полно объясняется теорией лазерного упрочнения и связано с двумя конкурирующими процессами, определяющими развитие дефектов кристаллического строения при тепловом импульсном воздействии.

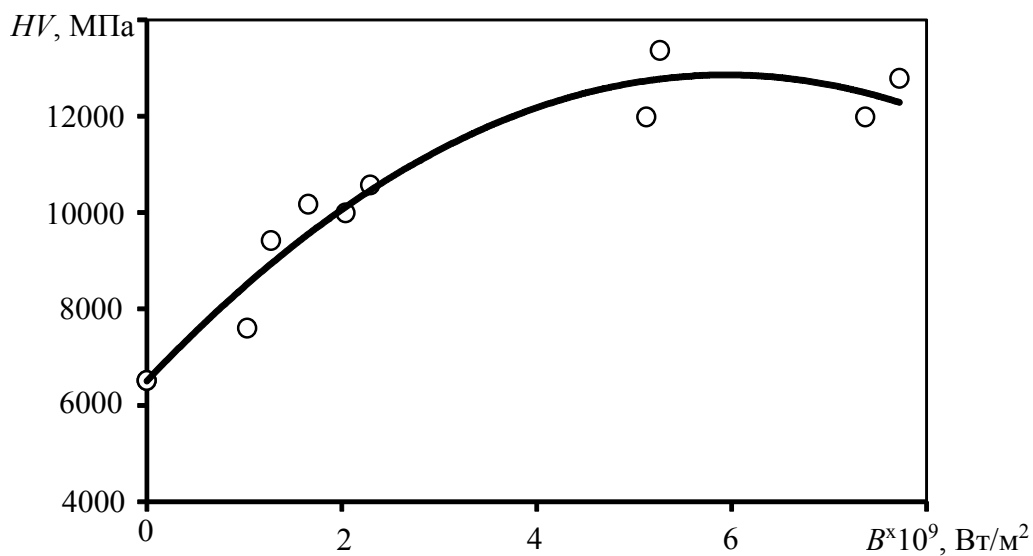


Рис. 3. Влияние плотности теплового потока на микротвёрдость упрочнённого поверхностного слоя

С одной стороны, с увеличением плотности теплового потока лазерного воздействия повышается активность источников генерации дефектов, вызывающих упрочнение материала. С другой стороны, повышается температура и длительность нахождения материала при этой температуре, приводящая к снижению плотности дефектов кристаллического строения, процессам отпуска и отжига упрочнённых сталей и сплавов [3].

Структурные превращения термического характера протекают на фоне активных массовых диффузионных потоков, химических реакций, инициированных электромагнитным воздействием, и ударных волн, вызванных тепловым выбросом материала, которые автономно влияют на развитие упрочнения. Структуры с высокой микротвёрдостью обладают повышенной износостойкостью и контактной прочностью. В общем случае условия формирования микроструктур с высокой микротвёрдостью можно использовать для оптимизации режимов лазерной обработки, повышения эксплуатационных свойств поверхностей деталей машин, режущих и деформирующих инструментов.

На рис. 4 приведено распределение плотности границ микроструктурных объектов исходной и упрочнённых микроструктур. Плотность границ ( $q$ ) представляет отношение периметра к площади, при этом с уменьшением размера микроструктурного объекта величина  $q$  возрастает. Плотность границ является отображением кривизны границы и коэффициента концентрации напряжений микромасштабного уровня [1; 4]. Участок кривых распределений в начальной левой области включает малые микроструктурные объекты, а в правой – крупные. Диапазон изменения кривой распределения характеризует неоднородность распределения.

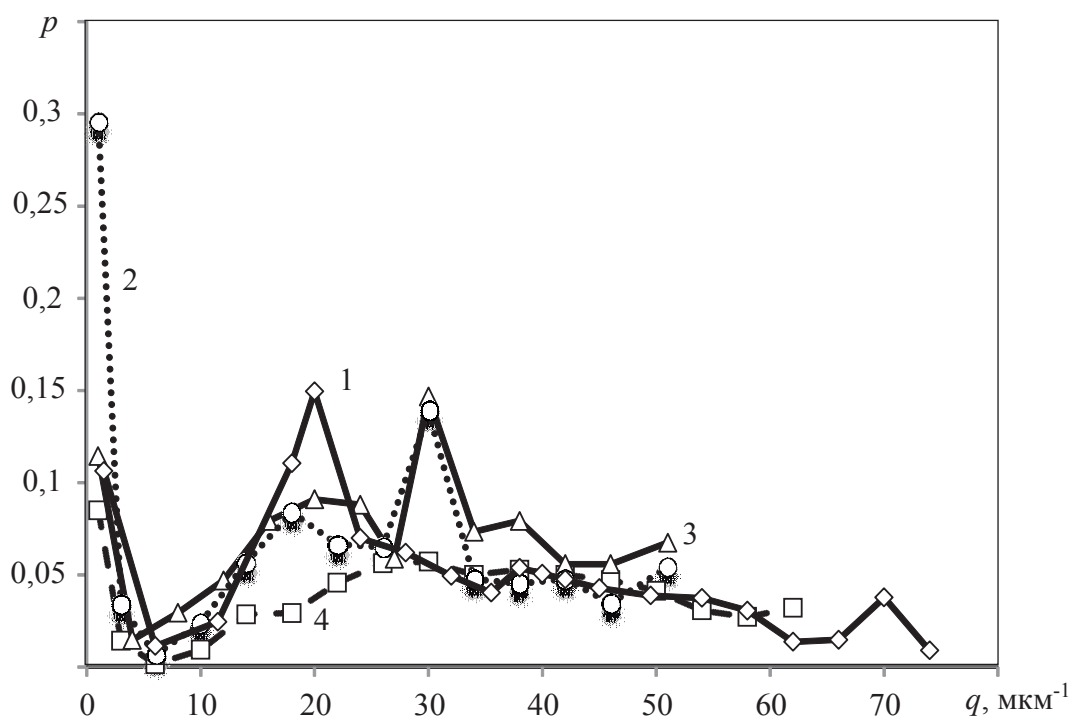


Рис. 4. Распределение плотности границ зёрен в различных микроструктурах, образованных при лазерном упрочнении стали У10:  
 1 – исходная структура; 2 – зона термического влияния;  
 3 – структура жидкофазной закалки первого типа;  
 4 – структура жидкофазной закалки второго типа

Анализ кривых распределения показывает, что кривые распределения плотности границ исходной закалённой структуры имеют сложный характер. В области малых значений  $q$  носит резко падающий вид, далее следует чётко выраженное бимодальное распределение, указывая



на наличие в структурной организации материала двух независимых статистически распределённых составляющих [6]. Такими структурными компонентами являются глобулярные карбиды и закалённая мартенситно-трооститная матрица. Первый максимум в области малых значений  $q$  относится к карбидам, а второй максимум в области больших размеров – к закалённым структурам.

Наличие начального падающего участка кривой распределения является результатом особого травления границ, связанных с её структурной организацией. Образование разрывов границ не разделяет смежные зёрна, и они воспринимаются как одно целое крупное мезоструктурное образование. В этот диапазон распределения попадают также крупные структуры остаточного аустенита и скопления микрообъектов, которые по разным причинам не были подвержены травлению.

Микроструктура зоны термического влияния сохраняет падающий начальный участок и бимодальный диапазон. Максимальное значение частоты плотности границ и интенсивность её изменения в области начального участка достигает больших величин, а первый бимодальный максимум снижается по сравнению с исходной структурой. Изменение характера распределения плотности границ связано с укрупнением зёрен в результате процессов отжига и отпуска, образованием крупных кластеров остаточного аустенита и растворением карбидов. При этом мелкие карбиды преобразуются в точечные, а крупные карбиды – в мелкие, и это приводит к перераспределению микроструктурных объектов между первым и вторым бимодальными максимумами.

Микроструктуры, сформированные в режиме жидкофазной закалки, характеризуются начальным падающим участком и одномодальным законом распределения.

На основании полученных гистограмм распределения плотностей границ были рассчитаны статистические показатели, такие как математическое ожидание и среднеквадратичное отклонение, значения которых представлены в табл. 2.

Таблица 2

Статистические показатели распределения плотности границ микроструктурных объектов

Тип микроструктуры	Среднее значение $A_{cp}$ , 1/мкм	Среднеквадратичное отклонение $S$ , 1/мкм
Исходная	191	817
ЗТВ	168	592
СЖФЗ-I	57	389
СЖФЗ-II	29	102

Расчёты показывают, что наибольшей структурной неоднородностью характеризуется исходная закалённая структура быстрорежущей стали, имеющая более развитые границы разделов. Затем структурная однородность повышается при формировании микроструктуры в зоне термического влияния и жидкофазной закалки. Установленная связь между степенью упрочнения и плотностью границ указывает, что доминирующим механизмом торможения скользящих дислокаций являются не границы зёрен и раздела фаз, а субзёрненные структуры, связанные с нарушением упорядоченного кристаллографического строения. Все эти механизмы можно объединить общим понятием «наноструктурирование», характерным для процессов обработки материалов концентрированными потоками энергии [2].

#### Заключение

1. Лазерная обработка является эффективным методом упрочнения углеродистых инструментальных сталей У10, повышающих микротвёрдость более чем в два раза.

2. Характер структурных изменений при лазерном упрочнении можно количественно описать плотностью границ зёрен и других микроструктурных составляющих, а также оценить степень их структурной неоднородности.

3. Упрочнение углеродистой инструментальной стали У10 реализуется за счёт наноструктурирования, инициированного концентрированным потоком энергии.



4. Полученные зависимости между микротвёрдостью поверхностного слоя и энергетикой лазерного излучения могут быть использованы для оптимизации режимов упрочнения режущего и деформирующего инструментов для повышения их эксплуатационных свойств.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Поверхностные слои и внутренние границы раздела в гетерогенных материалах: моногр. / Р. Р. Балахов, А. В. Болеста, М. П. Бондарь [и др.]; под ред. В. Е. Панина. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2006. – 520 с.
2. Поверхностная упрочняющая обработка с применением концентрированных потоков энергии: моногр. / А. В. Белый, Е. М. Макушок, И. Л. Соболев, Г. Д. Карпенко. – М.: Наука и техника, 1990. – 78 с.
3. Григорьянц, А. Г. Лазерная техника и технология. Методы поверхностной лазерной обработки: учеб. пособие / А. Г. Григорьянц, А. И. Сафонов. – М.: Высш. шк., 1987. – 191 с.
4. Ким, В. А. Количественные показатели структурной организации поликристаллических материалов / В. А. Ким, И. В. Белова, С. В. Золотарева // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2014. – Т. 80. – № 4. – С. 43-46.
5. Ким, В. А. Упрочнение коррозионно-стойкой стали 12Х18Н10Т лазерной цементацией / В. А. Ким, Н. Л. Катунцева // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2016. – № 9. – С. 3-8.
6. Кобзарь, А. И. Прикладная математическая статистика. Для инженеров и научных работников. / А. И. Кобзарь. – М.: Изд-во Физмалит, 2006. – 816 с.
7. Взаимодействие лазерного излучения с металлами / А. М. Прохоров, В. И. Конов, И. Урсу, И. Н. Михэилеску. – М.: Наука, 1988. – 537 с.
8. Рыкалин, Н. Н. Лазерная обработка материалов / Н. Н. Рыкалин, А. А. Углов, А. Н. Кокора. – М.: Машиностроение, 1975. – 296 с.