

А.Ф. Ильющенко<sup>1</sup>, И.В. Фомихина<sup>1</sup>, В.Н. Ковалевский<sup>2</sup>  
(<sup>1</sup>Институт порошковой металлургии НАН Беларуси,  
<sup>2</sup>Белорусский национальный технический университет)  
E-mail: incentr@tut.by

## Закономерности и механизм формирования структуры стали 38ХНЗМФА методами высокоскоростной пластической деформации и термообработки

*Исследовано влияние высокоскоростной пластической деформации и термообработки на структуру и свойства стали 38ХНЗМФА методами металлографического, рентгеноструктурного анализов, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопией и определены механические свойства. Установлено, что при высокоскоростной пластической деформации в 1,2–1,3 раза повышается прочность стали 38ХНЗМФА с сохранением высоких показателей пластичности и ударной вязкости, что достигается формированием структуры фрагментированного мартенсита деформации, образованием ячеистой полигональной структуры, растворением упрочняющих карбидов с повышением степени легированности матрицы и последующим старением с выделением дисперсных частиц в направлении деформации.*

**Ключевые слова:** сталь 38ХНЗМФА, высокоскоростная пластическая деформация, термообработка, структурно-фазовые превращения, тонкая структура, свойства.

*The effect of high-speed plastic deformation and heat treatment processing on the structure and properties of steel grade 38HN3MFA via metallographic, x-ray structure analysis, scanning and transmission electron microscopy and determination of mechanical properties was studied. It was established that at high-speed plastic deformation the strength of steel grade 38HN3MFA increases 1,2–1,3 times, high levels of ductility and impact hardness maintained. This is achieved by the structure formation of the fragmented deformation martensite, formation of a polygonal mesh structure, dissolution of strengthening carbides with increasing degree of matrix alloying and subsequent aging with the release of dispersed particles in the direction of deformation.*

**Keywords:** steel grade 38HN3MFA, high-speed plastic deformation, heat treatment, structural phase transformations, fine structure, properties.

### Введение

Техническое перевооружение производства, интенсификация технологических процессов, развитие отраслей новой техники выдвигают требования к повышению работоспособности материала трубных изделий, эксплуатируемых в условиях высоких температур, давлений, скоростей, газовой эрозии. Повышение работоспособности материала трубных изделий путем создания слоистых композиционных материалов с заданными свойствами упрочнением и сваркой взрывом является важной и перспективной задачей [1].

Использование высокопрочных сталей в качестве наружной оболочки, выдерживающей динамические нагрузки, и эрозионно-стойких сплавов молибдена, хрома, ниобия и кобальта в качестве внутреннего защитного слоя позволяет с помощью сварки взрывом получать высокопрочное соединение компонентов и в процессе деформации материалов управлять структурой и свойствами слоистого композиционного материала [2].

Несмотря на активное развитие импульсных методов создания новых композиционных материалов, существуют трудности практического и научного плана при изготовлении слоистых трубных изделий, связанные с толстостенностью труб, соединением мате-

риалов низкой пластичности, изготовлением изделий большой длины, распределением компонентов по длине. Возникает проблема сварки взрывом трубных заготовок с нагревом. Недостаточно изученными остаются механизмы и закономерности формирования строения и свойств компонентов, зоны соединения под действием высокоскоростной деформации и температуры.

Цель работы – изучение закономерностей структурообразования стали 38ХНЗМФА, являющейся одной из компонентов слоистого композита, образованного методами высокоскоростной пластической деформации и термообработки с получением заданных свойств.

В работе приводятся результаты исследования микроструктуры, фазового состава, тонкой структуры, механические свойства. Рассматриваются закономерности и механизм формирования структуры в стали 38ХНЗМФА под действием высокоскоростной пластической деформации и температуры.

### Методы проведения исследований

Металлографические исследования проводили на световом микроскопе "MeF-3" фирмы Reichert (Австрия).

Фазовый состав и параметры тонкой структуры определяли по методу рентгеновской дифракции на дифрактометре общего назначения ДРОН-3.0 в  $\text{CuK}\alpha$ -монохроматизированном излучении, вторичная монохроматизация осуществлялась пиролитическим графитом с вращением образца в собственной плоскости в непрерывном режиме с шагом по углу  $0,1^\circ$  в интервале углов  $2\theta = 20^\circ - 143^\circ$ . Сбор и обработка информации осуществлялись с помощью программы WinDif. Для расчета параметров тонкой структуры использовали специальный пакет программ гармонического анализа профиля рентгеновской линии (ГАРФЛ), позволяющий автоматизировать рентгенодифрактометрические исследования параметров тонкой структуры.

Морфологию излома исследовали на сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения "Mira" фирмы Tescan (Чехия).

Тонкую структуру изучали на просвечивающем электронном микроскопе "ЭМ-125" с ускоряющим напряжением 125 кВ.

Испытания на растяжение проводили на универсальной испытательной машине "Instron 1195" (Англия) со скоростью нагружения 2 мм/мин по ГОСТ 1497–84.

Ударную вязкость определяли на маятниковом копре МК 30-А с максимальной энергией удара маятника 300 Дж по ГОСТ 9454–78.

### Результаты исследований и их обсуждение

**Структурно-фазовые превращения в стали 38ХНЗМФА.** Исследование структурных превращений в стали 38ХНЗМФА выполняли на образцах в состоянии улучшения (закалка  $850^\circ\text{C}$  в масле, отпуск  $600^\circ\text{C}$  с охлаждением на воздухе), после радиальнойковки в режимах профилирования внутренней поверхности ( $\epsilon = 40\%$ ) и высокоскоростной деформации ( $\epsilon = 30\%$ ,  $T = 20, 400$  и  $800^\circ\text{C}$ ). Структура улучшенной стали представляет собой сорбит с твердостью 28 HRC, после радиальнойковки –

текстурованный сорбит с твердостью 32 HRC, после взрывной обработки ( $850^\circ\text{C}$ ) – мартенсит и бейнит с твердостью 60 HRC.

Рентгеноструктурный анализ карбидного осадка и матричной фазы в медном монохроматическом излучении показал, что в твердом растворе присутствуют карбиды типа  $\text{M}_3\text{C}$ ,  $\text{M}_7\text{C}_3$ ,  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ , MC. Высокоскоростная деформация при  $850^\circ\text{C}$  аустенита и последующее охлаждение приводят к увеличению физического уширения матрицы, повышению плотности дислокаций, сопровождаются образованием мартенситных пластин, несущих следы пластической деформации в виде фрагментированных поверхностей. Параметры тонкой структуры стали после термообработки и высокоскоростной деформации приведены в табл. 1.

Распределение карбидов оценивали с помощью сканирующей электронной микроскопии на изломах. Микроструктура и распределение карбидов на изломах стали приведены на рис. 1. Анализ результатов измерения размера частиц и расстояний между частицами показал, что улучшение приводит к образованию как тонкодисперсных карбидов (0,029 мкм), так и более крупных (0,27...0,29 мкм) со средним расстоянием между ними 0,26...0,30 мкм. Радиальнаяковка ведет к росту и огрублению карбидов: наряду с мелкими (0,04 мкм) встречаются карбиды 0,59 мкм с расстоянием между ними 0,24...0,3 мкм. Высокоскоростная деформация сопровождается растворением мелких карбидов с последующим выделением частиц на пластинах мартенсита размерами меньше 0,01 мкм. Основной размер карбидов составляет 0,07...0,16 мкм с расстоянием между ними 0,08...0,11 мкм. Наряду с этим образуются в результате коагуляции близлежащих карбидов и сравнительно крупные карбиды (0,36...0,45 мкм) с достаточно большим расстоянием между ними (0,55...0,64 мкм).

Исследования тонкой структуры на просвечивающем электронном микроскопе "ЭМ-125" с ускоряющим напряжением 125 кВ показали, что в структуре стали в состоянии улучшения на ферритных участках

Таблица 1

Параметры тонкой структуры стали 38ХНЗМФА после термообработки и высокоскоростной деформации

Режим обработки	Уширение линии $\beta$ , рад.	Параметр кристаллической решетки, $a$ , А	Межплоскостное расстояние карбидов, А			
			$\text{M}_3\text{C}$ (322)	$\text{M}_7\text{C}_3$ (820)	$\text{M}_{23}\text{C}_6$ (660)–(322)	MC (311)
Исходный	0,9201	2,870	1,216	1,316	1,241	1,251
Упрочненный	0,2873	2,869	1,217	1,318	1,243	1,252
Закалка в масле	0,4038	2,871	Не выявлено	1,320	1,246	1,257

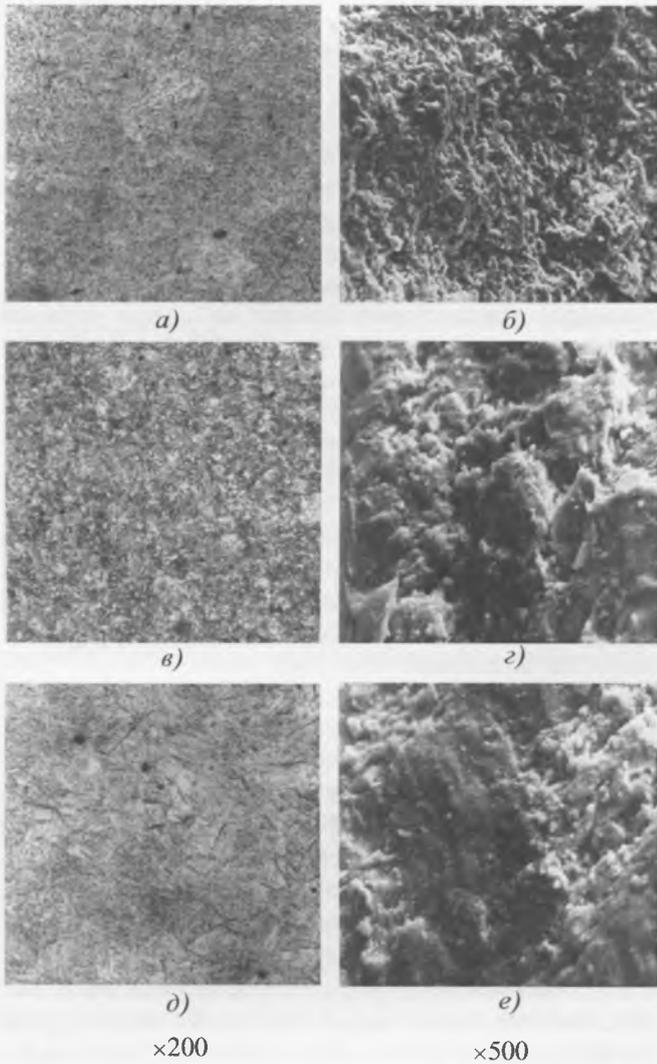


Рис. 1. Микроструктура стали 38ХНЗМФА и распределение карбидов на изломах:

*a, б* – улучшение; *в, г* – радиальная ковка ( $\epsilon = 20 \%$ ,  $T = 20 \text{ }^\circ\text{C}$ ); *д, е* – деформация взрывом ( $\epsilon = 20 \%$ ,  $T = 850 \text{ }^\circ\text{C}$ )

сорбита отмечается развитая дислокационная структура с наличием фрагментации за счет фазового наклепа (рис. 2, *a, б*).

Пластическая деформация при радиальной ковке ускоряет перлитное превращение, так как деформированный переохлажденный аустенит менее устойчив. С увеличением степени деформации и понижением температуры изотермической выдержки эффективность процесса повышается. Пластическая деформация сказывается на ходе кинетических кривых в момент начала деформации [3]. Пластическая деформация при радиальной ковке повышает плотность дислокационных конфигураций и их скопление у карбидных частиц (рис. 2, *в, г*).

Высокоскоростная деформация при температуре  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращений характеризуется ускорением переноса атомов [3, 4]. Энергия взаимодействия подвижных дислокаций в пластической волне близка свободной энергии образования карбидов, что приводит к растворению карбидов и их диффузионному переносу в матрице.

Высокоскоростная пластическая деформация сопровождается формированием мартенситных пластин при охлаждении с фрагментацией поверхности и следами переместившихся дислокаций (рис. 2, *д, е*).

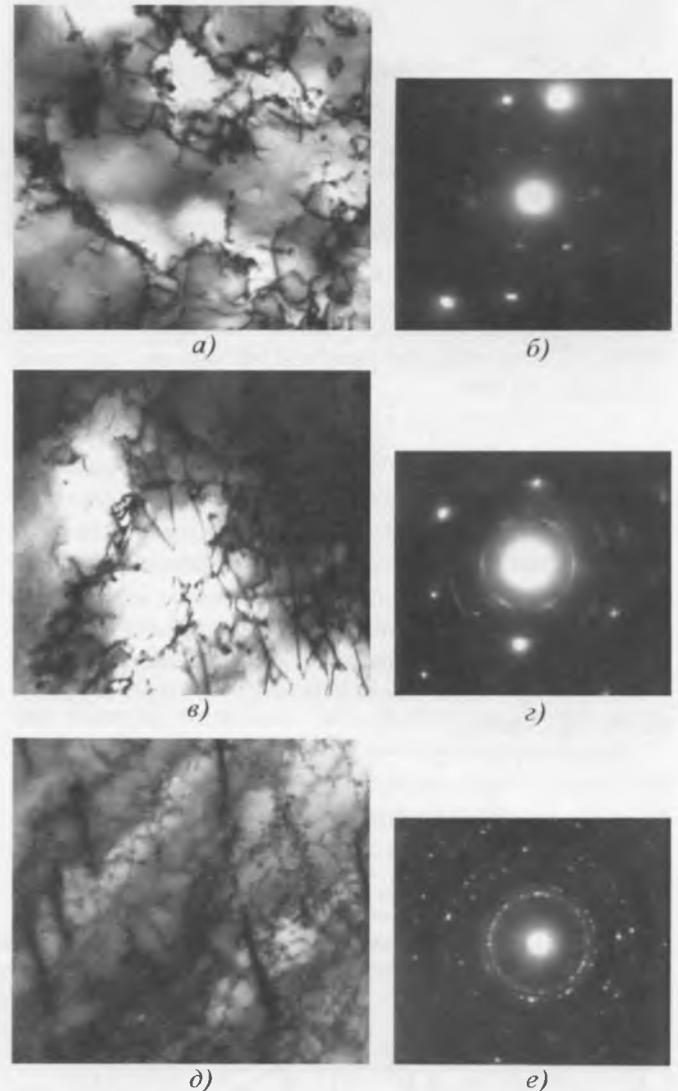


Рис. 2. Тонкая структура стали 38ХНЗМФА с электроннограммами ( $\times 60\ 000$ ):

*a* – улучшение, фрагментация за счет фазового наклепа; *в* – радиальная ковка, скопление дислокационных конфигураций у карбидных частиц; *д* – высокоскоростная деформация, фрагментация мартенситных пластин; *б, г, е* – электроннограммы

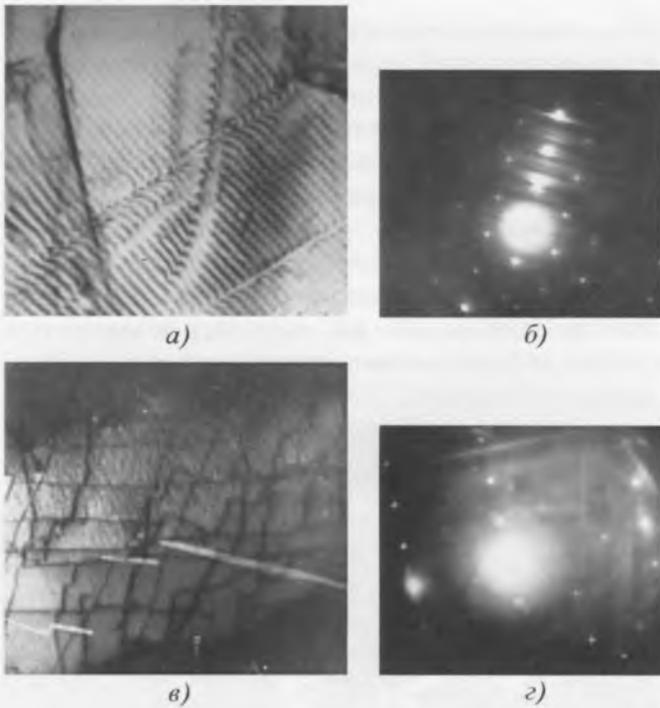


Рис. 3. Тонкая структура пластин мартенсита в стали 38ХНЗМФА после высокоскоростной деформации с электронограммами ( $\times 60\ 000$ ):

*a* – линии деформации; *в* – следы переместившихся дислокаций; *б*, *г* – электронограммы

Доля образовавшегося мартенсита в бейнитной структуре зависит от степени деформации и температуры обработки. Наряду с образованием мартенсита по двойниковому механизму в структуре протекают процессы старения пересыщенного раствора с выделением вторичной дисперсной фазы (преимущественно карбидной).

Присутствие дисперсной фазы стабилизирует структуру и препятствует миграции большеугловых границ, способствуя торможению рекристаллизации горячедеформированного аустенита [5]. Как на мар-

тенситных пластинах, так и на бейнитной матрице отчетливо видны следы переместившихся дислокаций (рис. 3, *a–г*).

Кроме диффузионного распада можно наблюдать механические повороты и перенос включений карбидной фазы в направлении пластической деформации.

Выполненные исследования показали, что при горячей высокоскоростной пластической деформации формируется структура дефектов, которая способствует образованию мартенситных пластин небольших размеров и мелкодисперсного бейнита при последующем охлаждении. Сформированный мартенсит наследует структурные превращения аустенита, вызванные горячей деформацией, с образованием фрагментации на поверхности.

**Взрывная (импульсная) термомеханическая обработка стали 38ХНЗМФА.** Опытная технология взрывной термомеханической обработки характеризуется предварительным нагревом материала и защитой заряда ВВ от воздействия температуры. Практическое применение нашли два способа обработки взрывом нагретых заготовок:

- нагрев в печи контейнера с трубными заготовками и автоматическая транспортировка его к заряду, который размещен в теплоизоляционной оболочке;
- скоростной нагрев от оправки, когда в качестве оправки используется графитовый нагреватель, через который пропускается электрический ток.

По первому варианту следует учитывать тепловые потери при транспортировке контейнера путем соответствующего повышения температуры и создания теплозащитной оболочки. По второму варианту следует оценить время воздействия нагретой заготовки на заряд и возможность повышения температуры деформированной заготовки при длительном контакте ее с нагревателем, что может частично привести к перегреву и рекристаллизационным процессам, снижающим эффект упрочнения.

Изменение механических свойств 38ХНЗМФА после термомеханической обработки приведено в табл. 2.

Таблица 2

Механические свойства стали 38ХНЗМФА после термообработки и импульсного деформирования

Термообработка	HRC	Последующая технологическая операция	HRC	KCV, Дж/см <sup>2</sup>	$\sigma$ , МПа		$\delta$ , %
					$\sigma_b$	$\sigma_{0,2}$	
Нагрев 850 °С (нормализация)	42	Нагрев 900 °С, деформирование, охлаждение в масле	47	59,2	1990	1850	10
Закалка 850 °С в масле	46	Нагрев 900 °С, деформирование, охлаждение в масле, в воде	43	68,7	2090	1950	7
Закалка трехкратная 850 °С в масле	46	Нагрев 700 °С, охлаждение в масле	30	168	1110	1060	14

Окончание табл. 2

Термообработка	HRC	Последующая технологическая операция	HRC	KCV, Дж/см <sup>2</sup>	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$
					МПа		
Закалка трехкратная 850 °С в масле, 600 °С, охлаждение в воде	36	Нагрев 900 °С, деформирование – охлаждение в масле (под слоем песка), охлаждение в воде	43	86,5	2110	1930	9
Закалка трехкратная 850 °С в масле	46	Нагрев 900 °С, деформирование, охлаждение в масле, в воде	48	85	2180	2110	10

Высокоскоростная деформация при температуре, превышающей  $\alpha \rightarrow \gamma$ , сопровождалась горячим наклепом аустенита, образованием ячеистой структуры. При этом рост прочностных характеристик ограничивается процессами динамического возврата. Высокоскоростная деформация при температуре  $A_{c3}$  сопровождается процессами рекристаллизации и формированием полигонов на основе ячеистой структуры. Такая структура находится в динамическом равновесии. Выбор режимов термомеханической обработки осуществлялся исходя из диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита (рис. 4) и термокинетической диаграммы распада аустенита (рис. 5).

Для стали 38ХНЗМФА при скорости нагрева 10 °С/мин  $A_{c1} = 725$ ,  $A_{c3} = 775$  °С. Нагрев выбирали на 30...50 °С выше полной аустенизации для диффузионного выравнивания распределения карбидов и легирующих элементов. Перед термомеханической обработкой проводили трехкратную закалку, при которой за счет высокого градиента температур происходит более равномерное распределение карбидов с

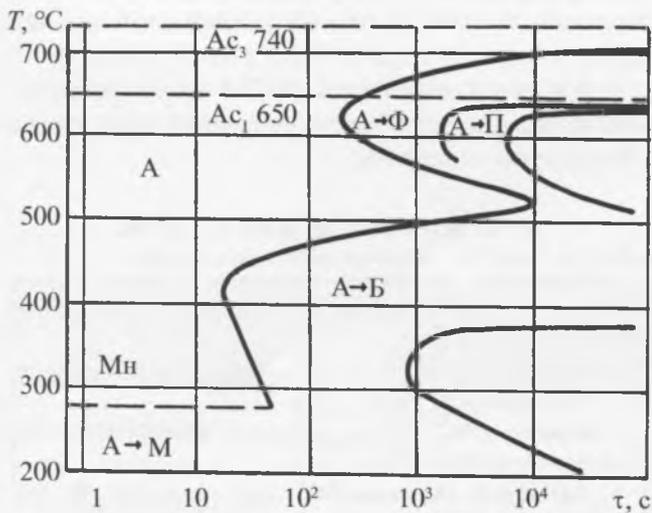


Рис. 4. Диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита

повышением степени их дисперсности и уменьшением размеров мартенситных пластин за счет наследования ими мелкозернистой структуры аустенита. Величина остаточного аустенита лежит в пределах 3,5...6,5 %. Уровень искажения кристаллической решетки  $\alpha$ -фазы по  $\beta$ -уширению рентгеновских линий (110), (211), (200) составил для (110) – 3,7...7,2 ; для (211) – 8,1...19,0; для (220) – 15,0...40,2, рад $\times 10^{-3}$ .

Температуру 800 °С выбирали исходя из возможности создания в структуре в процессе термоциклирования, наряду с аустенитом, ферритного зерна, которое способствует образованию более мелкого бейнита в процессе охлаждения. Температуру 400 °С назначали из условия, обеспечивающего отсутствие закалочных трещин ( $M_n = 320/300$  °С). Параметры тонкой структуры после термообработки и горячей высокоскоростной деформации стали представлены в табл. 3.

Важную роль в формировании структуры при взрывной обработке играет исходная зернистость. Термическая обработка стали 38ХНЗМФА (трехкратная закалка) позволяет не только перераспределить легирующие элементы и повысить дисперсность упрочняющих фаз, но и способствует получению малого зерна аустенита и уменьшению размеров мартенситных пластин.

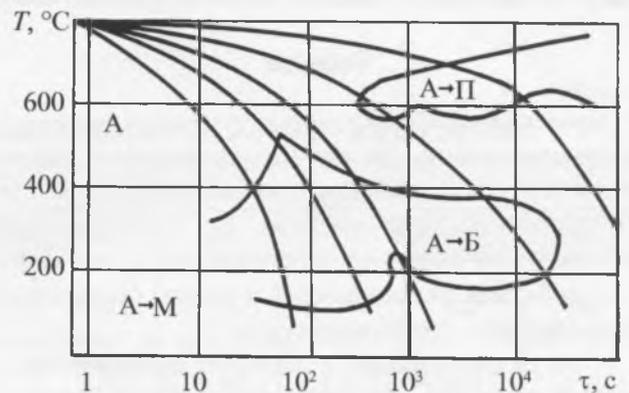


Рис. 5. Термокинетический распад переохлажденного аустенита

Механические свойства и параметры тонкой структуры после термообработки и импульсного горячего деформирования стали 38ХНЗМФА

Режим обработки	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	Уширение линии $\beta$ , рад. (220)	Параметр кристаллической решетки $a$ , А	Межплоскостные расстояния карбидов, А			
						M <sub>3</sub> C (322)	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub> (820)	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> (660+322)	MC (311)
1	48	860	14	9,2	2,870	1,216	1,316	1,241	1,251
2	58	1920	7	36,2	2,871	Не выявлен	—	—	—
3	61	—	—	40,3	2,871		1,320	1,246	1,257
4	65	1910	7	42,4	2,873		1,320	1,247	1,257
5	73	2180	10	38,5	2,872	1,220	1,317	1,245	1,253
6	68	2090	7	38,6	2,870	1,220	1,315	1,246	1,253
7	63	1510	12	28,7	2,869	1,217	1,318	1,243	1,252
8	59	1990	10	39,3	2,869	—	—	—	—

Примечание. 1 – исходный; 2 – нормализация; 3 – закалка в масле; 4 – закалка трехкратная; 5 – закалка трехкратная+деформирование; 6 – закалка+деформирование; 7 – исходный + деформирование; 8 – нормализация+деформирование.

Наибольший эффект упрочнения проявляется в сплавах с ГЦК-решеткой, имеющей большее число возможных плоскостей скольжения, которые реализуются при высокоскоростной деформации, что увеличивает поперечное скольжение и приводит к образованию ячеистой структуры. Высокая температура деформации (850 °С) способствует протеканию процессов рекристаллизации и формирует мелкозернистую структуру аустенита. Горячий наклеп вновь образовавшихся зерен ведет к повышению дисперсности блоков и дефектности структуры, образованию ячеистых формирований с возможным выстраиванием их в полигоны. Наряду с этими процессами протекают процессы динамического возврата, которые способствуют снижению эффекта упрочнения.

### Выводы

Проверенные исследования позволяют построить следующую схему, обеспечивающую эффект упрочнения с сохранением высоких характеристик пластичности и ударной вязкости:

- получить исходную мелкозернистую структуру;
- добиться равномерного и более дисперсного распределения упрочняющих фаз;
- вести деформацию в условиях объемного пластического деформирования, обеспечивающих реализацию максимального числа плоскостей скольжения;

– выбрать оптимальные степени деформации, позволяющие формировать высокий уровень плотности дефектов, ячеистую структуру с возможной полигонизацией, с минимальным эффектом динамического возврата;

– выбрать температуру обработки и последующие режимы охлаждения, позволяющие зафиксировать требуемую структуру стали;

– для сталей, обладающих повышенной чувствительностью к формированию текстуры и соответствующей анизотропии свойств от пластической деформации, выполнить термообработку на равноосное зерно;

– при назначении последующей термической обработки исходить из нового состояния структуры и субструктуры материала.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Процессы обработки, металлов взрывом текст / А.В. Крупин, С.Н. Калужин, Е.У. Атабеков и др. М.: Металлургия, 1996. 336 с.
2. Дерibas А.А. Физика упрочнения и сварки взрывом текст. Новосибирск: Наука, 1980. 222 с.
3. Каракозов Э.С. Сварка, металлов давлением. М.: Машиностроение, 1986. 378 с.
4. Лысак В.И., Кузьмин С.В. Сварка взрывом. М.: Машиностроение, 2005. 544 с.
5. Физика взрыва /под ред. Л.П. Орленко. Изд. 3-е, перераб. В 2 т. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2002. 1488 с.