УДК 669.14.017: 620.18: 665–15–194.2

С.В.Бобырь, Г.В.Левченко, Е.Г.Дёмина, Д.В.Лошкарев

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ШТАМПОВ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Целью работы является анализ особенностей структурообразования в процессе охлаждения низколегированных сталей 20ХФ и 15ХСТ для штампов горячего деформирования. В работе исследованы особенности структурообразования при охлаждении низколегированных сталей 20ХФ и 15ХСТ, построены термокинетические диаграммы распада переохлаждённого аустенита. Установлено, что в поверхностных слоях штампа распад переохлаждённого аустенита происходит, в основном, в бейнитной области. Определено, что температура нагрева под закалку штампов из стали 15ХСТ должна составлять 900–910^{0}С.

низколегированная сталь, штамп, структурообразование, распад аустенита, температура нагрева под закалку

Современное состояние вопроса. Штампы горячего деформирования, работающие при повышенных температурах в условиях переменного многократного нагрева и охлаждения рабочего слоя, динамических нагрузок, часто выходят из строя из–за образования и развития термических трещин. В результате ранее выполненных исследований установлено, что определённые добавки хрома и титана при снижении содержания углерода в составе стали повышают её термоциклическую стойкость [1,2]. Поэтому в качестве материала для изготовления штампов горячего деформирования в условиях интенсивного охлаждения применены сталь 20ХФ и новая сталь 15ХСТ, что способствует повышению стойкости и является экономически целесообразным.

Для повышения долговечности инструмента, испытывающего воздействие тепловых циклических нагрузок, он должен подвергаться термической обработке [3]. Окончательный комплекс свойств, сталь для изготовления штампов горячего деформирования, приобретает после закалки и отпуска. Режим закалки и соответствующую среду охлаждения выбирают с учётом экспериментальных данных о структурообразовании штампов, закалённых с различных температур нагрева.

Материал и методика исследований. Материалом исследования являлись образцы штампов из низколегированных сталей 20ХФ и 15ХСТ (табл.1). Определение фазового состава образца исследованных сталей выполнено на микроскопе «Axiovert 200 M MAT» производства фирмы «Carl Zeiss» в программе «AxioVision 4.6.3». Алгоритм съёмки образца по слоям был следующий: для определения глубины распространения структур с игольчатой морфологией фотографировали одно поле зрения

при увеличении × 100, для определения объёмной доли фаз – три поля зрения при увеличении × 500.

Таблица 1. Химический состав исследованных сталей

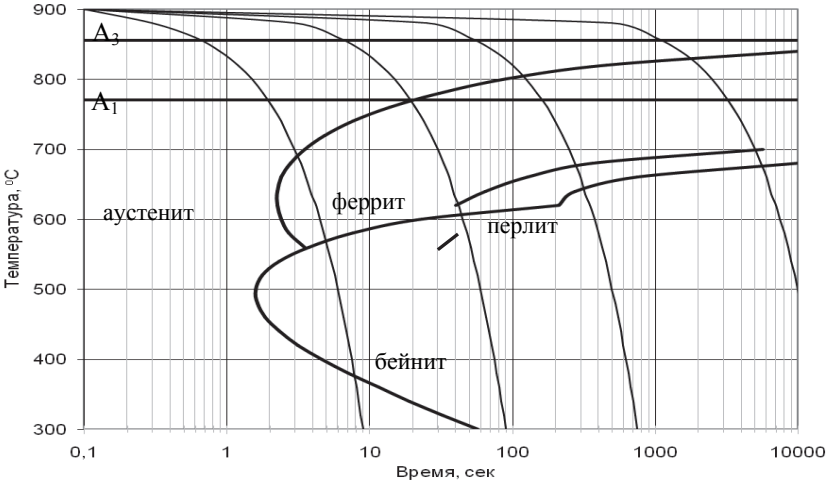
Сталь	Содержание элементов, % масс.							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	V	Ti	Al
20ХФ	0,16	0,34	0,56	0,63	0,06	0,048	–	0,027
15ХСТ	0,15	0,97	0,48	0,65	–	–	0,11	0,049

Измерения микротвёрдости выполнены на ПМТ–3 при нагрузке на индентор 20 Г в соответствии с ГОСТ 9450. Термическая обработка: нагрев до температуры 860 °С и охлаждение в различных средах (вода, масло, воздух) выполнена в лабораторных условиях в муфельной печи Л 120 производства VEB Elektro Bad Frankenhausen (DDR). Температуру в рабочем пространстве печи регулировали с помощью хромель–алюмелевой термопарой по показаниям вольтметра (МПП–254М). Построение термокинетических диаграмм распада переохлаждённого аустенита выполнено с использованием разработанного в ОСС программного обеспечения и учётом влияния основных легирующих элементов, в том числе ванадия и титана.

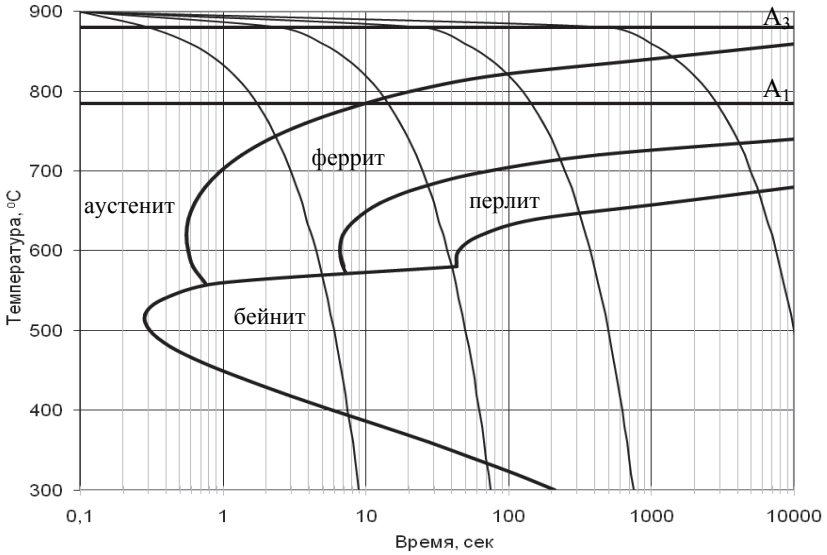
Результаты исследований. Для детального анализа особенностей структурообразования расчётным путём определены критические точки и построены термокинетические диаграммы распада переохлаждённого аустенита сталей 20ХФ и 15ХСТ (рис.1). Карбидообразующие элементы (Cr, V, Ti), присутствующие в анализируемых сталях, увеличивают инкубационный период распада переохлаждённого аустенита, сдвигая линии С–образных кривых на диаграммах вправо [4]. Хром, ванадий и титан обусловливают чёткое разделение областей перлитного и бейнитного превращения с появлением области повышенной устойчивости аустенита между ними. Диаграмма стали 20ХФ отличается более широкой областью повышенной устойчивости аустенита, особенно в температурном интервале перлитного превращения, по сравнению с диаграммой стали 15ХСТ, содержащей 0,97 % Si. Легирование кремнием ускоряет процесс образования избыточного феррита, несколько замедляя при этом распад аустенита на феррито–карбидную смесь. При совместном легировании низкоуглеродистой стали хромом, кремнием и титаном (15ХСТ) несколько понижаются температура начала бейнитного превращения (~ 50^0С) и продолжительность инкубационного периода распада переохлаждённого аустенита по сравнению со сталью с близким содержанием углерода (20ХФ), легированной хромом и ванадием.

Закалка штампов (размеры Ø680×185 мм) в масле приводит к тому, что распад переохлаждённого аустенита в поверхностных слоях изделия происходит в температурном интервале между феррито–перлитным и

мартенситным превращениями с образованием бейнитных структур (см.рис.1,а).



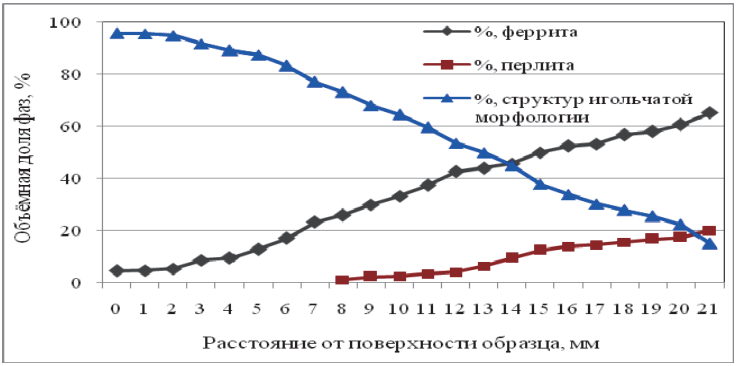
а



б

Рис.1. Термокинетические диаграммы распада переохлаждённого аустенита: а – сталь 20ХФ (A_1 = 770 ºС, A_3 = 855 ºС), б – сталь 15ХСТ (A_1 = 785 ºС, A_3 = 888 ºС)

Результаты исследования фазового состава и изменения аддитивной твёрдости по сечению образца штампа из стали 20ХФ после окончательной термической обработки представлены на рис.2.



а

б

Рис.2. Изменение фазового состава слоя (а) и аддитивной твёрдости (б) по сечению закаленного слоя образца штампа из стали 20ХФ.

Выявлено, что рабочая поверхность штампа имеет градиентную структуру, состоящую из верхнего и частично из нижнего бейнита и избыточного феррита в количестве до 5,0 %. Наличие этих фаз наблюдается на расстоянии до 8059 мкм (до 8,0 мм) от поверхности образца. По мере увеличения толщины образца количество доэвтектоидного феррита постепенно увеличивается, а объёмная доля структур игольчатой морфологии уменьшается. На расстоянии более 8,0 мм от поверхности в структуре образца стали 20ХФ наряду со структурами игольчатой морфологии появляется перлитная составляющая – троостит (см.рис.2,а), количество которого вместе с объёмной долей доэвтектоидного феррита постепенно увеличивается при продвижении к центральным слоям.

Понижение скоростей диффузионного перераспределения легирующих элементов и углерода, а также перехода $\gamma \rightarrow \alpha$ во многих случаях

(особенно при легировании в нашем случае такими карбидообразующими элементами, как Cr и V) затрудняет перлитное превращение ниже 620…500 ^{0}С. Возникает температурная зона устойчивости аустенита (рис.1,а). При дальнейшем понижении температуры включается механизм промежуточного превращения. Этот факт объясняет наличие, наряду с постоянным увеличением объёмной доли доэвтектоидного феррита и перлита, структур с игольчатой морфологией в слоях, находящихся на расстоянии 8,0…21,0 мм от поверхности штампа (рис.2,а).

Представляло интерес определить суммарную (аддитивную) твёрдость образца стали 20ХФ с учётом фазового состава. Аддитивная твёрдость сплава, состоящего из i–го количества фаз, определяется по формуле [5]:

$$H_V = \sum_{i=1}^{n} V_i H_{V\,i}, \qquad (1)$$

где V_i, – объёмная доля i–ой фазы, %;
H_V – микротвёрдость i–ой фазы, Н/мм^2.

Для образца штампа из стали 20ХФ с учётом объёмной доли фаз аддитивную твёрдость рассчитывали по формуле:

$$H_V = V_Ф H_{VФ} + V_Б H_{VБ} + V_П H_{VП}, \qquad (2)$$

где $V_Ф$, $V_Б$, $V_П$ – объёмные доли феррита, бейнита и перлита, %;
$H_{VФ}$, $H_{VБ}$, $H_{VП}$ – микротвёрдость феррита, бейнита и перлита, Н/мм^2.

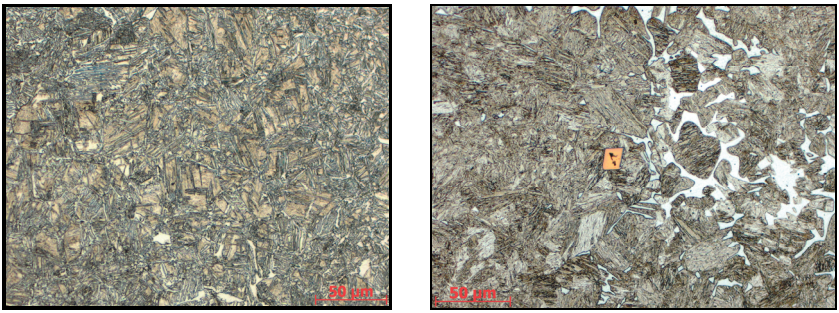
Изменение аддитивной твёрдости по сечению анализируемого образца показано на рис.2,б. В поверхностных слоях значение твёрдости не превышает 4000 Н/мм^2. На расстоянии от 4,0 до 8,0 мм от поверхности её значения резко падают, затем на расстоянии от 8,0 до 20,0 мм происходит плавное понижение твёрдости. Начиная с 20,0 мм от поверхности образца значения аддитивной твёрдости практически не изменяются, т.е. структуры с игольчатой морфологией ещё присутствуют в составе стали 20ХФ, но наибольшее влияние на её значение оказывает преобладающая в данных слоях фаза – доэвтектоидный феррит, микротвёрдость которой для данной стали составляет 1850 Н/мм^2.

Кроме вышесказанного, необходимо добавить, что в реальных изделиях – штампах – полная аустенитизация структуры при нагреве до 900^{0}С может происходить только в поверхностных слоях. По мере увеличения расстояния от поверхности к центру изделия температура нагрева снижается и может достигать температур двухфазной области (γ + α), что существенно повлияет на структурообразование стали при охлаждении. В связи с этим, исследованы особенности структурообразования сталей 20ХФ и 15ХСТ при охлаждении в различных средах от температуры закалки 860^{0}С. Полученные структуры в последующем сравнивались с реальными структурами стали, получаемыми после закалки на различной глубине

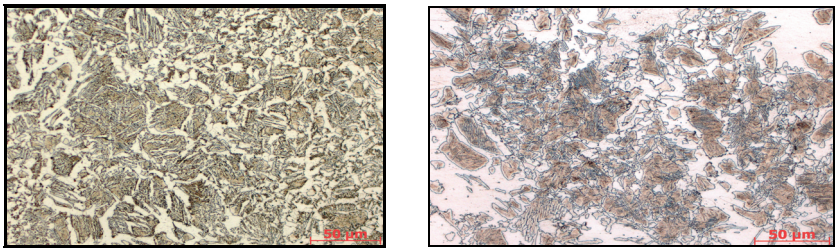
штампа. Микроструктура образцов сталей 20ХФ и 15ХСТ после закалки представлена на рис.3. Металлографический анализ показал, что после закалки в воде микроструктура образцов представляет собой бейнит и доэвтектоидный феррит, объёмная доля которого больше в микроструктуре стали 15ХСТ (табл.2).

20ХФ **15ХСТ**

охлаждение в воде



охлаждение в масле



охлаждение на воздухе

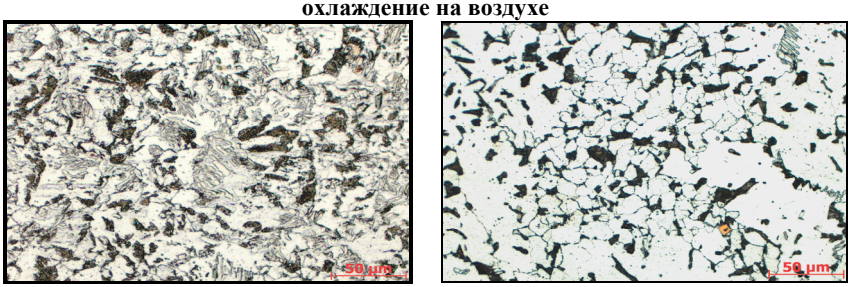


Рис.3. Микроструктура сталей 20ХФ и 15ХСТ после охлаждения от температуры 860^0С различных средах, × 500

Определённые расчётным путём температуры A_1 и A_3 (см.рис.1) позволяют заключить, что сталь 15ХСТ отличается от стали 20ХФ более широкой (на ~ 20^0С) двухфазной ($\gamma + \alpha$) областью. Принимая во внимание расчётную температуры A_3 можно полагать, что закалка образцов стали 20ХФ осуществлялась из аустенитной области, т.е. 7,5 % феррита – это

то количество данной фазы, которое образовалось при охлаждении. Для образца стали 15ХСТ температура нагрева 860^0С соответствует температуре двухфазной области (рис.1,б). Это объясняет увеличение количества избыточного феррита в микроструктуре стали.

Микротвёрдость структуры, образовавшейся в результате охлаждения в воде, составляет порядка 4000 Н/мм^2, что подтверждает наличие как верхнего, так и нижнего бейнита. При охлаждении в воде (см.рис.3) преобладающей является микроструктура верхнего бейнита, имеющего так называемую «перистую» структуру с отдельными светлыми пластинами, толщина которых, в среднем, составлет 1,3 мкм. Кроме этого, микротвёрдость данной закалочной структуры в стали 15ХСТ на 200 Н/мм^2 выше микротвёрдости таковой в стали 20ХФ.

Микротвёрдость феррита в стали 15ХСТ составляет 1900 Н/мм^2 и несущественно отличается от его микротвёрдости в стали 20ХФ – 1850 Н/мм^2. Это показывает, что в обеих анализируемых системах легирующие элементы (Si,Cr,V) способствуют упрочнению α–твёрдого раствора железа. Непосредственное влияние на повышение прочности феррита связано с искажением кристаллической решётки.

Упрочнение твёрдого раствора растёт по мере увеличения концентрации растворённого легирующего элемента и различия в атомных радиусах железа и этого элемента [6].

Таблица 2. Фазовый состав и твёрдость образцов сталей 20ХФ и 15ХСТ после закалки от температуры 860^0С в различных средах

Марка стали	Среда охл–ния	Объёмная доля фаз, %			Микротвёрдость, Н/мм^2			ΣHV, Н/мм^2
		феррит	перлит	бейнит[1)]	феррит	перлит	бейнит[1)]	
20ХФ	вода	7,5	–	92,5	1850	–	3980	3770
	масло	38,0	15,0[2)]	47,0		2940		2435
	воздух	63,0	23,0	10,0		2064	2320	1870
15ХСТ	вода	11,7	–	88,3	1900	–	4200	3970
	масло	48,6	45,7[2)]	5,7		3040		2470
	воздух	79,6	18,4	2,0		2380	2710[3)]	2060

Примечания: 1). Структуры с игольчатой морфологией; 2). Троостит закалки; 3). Микротвёрдость верхнего бейнита.

Аддитивную твёрдость образцов сталей 20ХФ и 15ХСТ с учётом фазового состава определяли по формуле (2). Суммарная твёрдость образца стали 15ХСТ после закалки в воде от температуры нагрева 860^0С повысилась на 200 Н/мм^2, по сравнению с суммарной твёрдостью образца из стали 20ХФ (см.табл.2) По количеству доэвтектоидного феррита микроструктура образцов соответствует микроструктуре штампа, характерной для слоёв (см.рис.2,а), находящихся от его поверхности на расстоянии 2,6 мм и на 4,7 мм для сталей 20ХФ и 15ХСТ соответственно.

Микроструктура образцов сталей 20ХФ и 15ХСТ после охлаждения в масле от температуры нагрева 860^0С имеет существенные отличия (рис.3). Для стали 20ХФ преобладающей фазой, как и после охлаждения в воде, остаётся бейнит (структура с игольчатой морфологией), наблюдаются участки троостита в количестве не более 15,0 %, а для стали 15ХСТ характерно наличие троостита в количестве ~ 45,0 % и в малом количестве ~ 5,0 % структур с игольчатой морфологией (табл.2). Это отличие по объёмной доле фаз может быть объяснено повышенной устойчивостью переохлаждённого аустенита в интервале температур перлитного превращения, которая характерна для стали 20ХФ (см.рис.1,а). Время охлаждения образцов в масле составило 100 секунд. В итоге, как показал металлографический анализ, при охлаждении со скоростью порядка 10^0С/сек в структуре стали 20ХФ наблюдается только небольшое количество троостита закалки. В тоже время распад переохлажденного аустенита стали 15ХСТ при охлаждении со скоростью ~ 10^0С/сек в значительной степени протекает в температурном интервале перлитного превращения, и в результате количество троостита закалки в микроструктуре образца увеличилось в 3 раза.

Закалка образцов сталей 15ХСТ и 20ХФ от температуры нагрева 860^0С в масле приводит к увеличению объёмной доли доэвтектоидного феррита в обеих сталях (табл.2). Считаем, что количество избыточного феррита при нагреве до температуры 860^0С составляет 7,5 % и 11,7 % для сталей 20ХФ и 15ХСТ соответственно. Поэтому объёмная доля образовавшегося в результате закалки в масле феррита составила ~ 30,0 % в микроструктуре стали 20ХФ и 37,0 % 15ХСТ (см. рис.3). По количеству доэвтектоидного феррита микроструктура образцов после охлаждения в масле соответствует микроструктуре штампа, характерной для слоёв (см. рис.2,а), находящихся на расстоянии от его поверхности 9,0 мм и 11,3 мм для сталей 20ХФ и 15ХСТ соответственно.

Микротвёдость закалочных структур стали 15ХСТ на 100 Н/мм^2 выше, чем в стали 20ХФ. При этом, несмотря на повышенное содержание феррита и троостита, за счёт упрочнения феррита и структур с игольчатой морфологией в стали 15ХСТ, аддитивная твёрдость образцов сравниваемых сталей находится на одном уровне и составляет 2400 Н/мм^2. Поэтому в реальных производственных условиях, применяя рассматриваемый режим нагрева под закалку в масле штампов горячего деформирования, достичь необходимую твёрдость в поверхностных слоях (4000 Н/мм^2) не представляется возможным.

После охлаждения на воздухе микроструктура образцов состоит из феррита, перлита и верхнего бейнита (см.рис.3). В микроструктуре стали 20ХФ количество перлитной составляющей больше, чем в стали 15ХСТ (табл.2). Это объясняется тем, что ванадий является более сильным карбидообразующим элементов, чем титан [7]. Ванадий увеличивает количество цементита, а следовательно, и перлитной составляющей в большей

мере, чем титан. При охлаждении на воздухе образцы остывали до температуры окружающей среды за 14 минут, скорость составляла ~ 1,0^{0}С/сек. Температурные интервалы распада переохлаждённого аустенита в перлитной и бейнитной областях смещены на ТКД стали 20ХФ вправо сильнее, температура начала бейнитного превращения в данной стали выше, чем в стали 15ХСТ. В результате охлаждения на воздухе количество бейнитной составляющей в 5 раз больше в микроструктуре стали 20ХФ, чем в микроструктуре стали 15ХСТ (см.табл.2). По количеству объёмной доли доэвтектоидного феррита микроструктура стали 20ХФ соответствует микроструктуре штампа горячего деформирования, которая находится на расстоянии 20,8 мм от его поверхности. Объёмная доля феррита в образце стали 15ХСТ составляет 79,6 %, при равновесном его содержании 81,25 % для Fe–C сплава с 0,15 % углерода, т.е. микроструктура соответствует микроструктуре слоёв, прилегающих к центральным слоям штампа, но которая ещё не совсем достигла равновесного состояния.

Для стали 15ХСТ после охлаждения на воздухе характерно повышение микротвёрдости верхнего бейнита и перлита, в среднем на 300 Н/мм^2, по сравнению с микротвёрдостью этих фаз в стали 20ХФ. Суммарная твёрдость стали 15ХСТ на 190,0 Н/мм^2 выше, чем твёрдость стали 20ХФ. Полученные значения аддитивной твёрдости образцов стали 20ХФ после охлаждения в различных средах хорошо согласуются со значениями твёрдости (H_V) стали 15ХФ, представленными в работе [8]. Таким образом, для эффективной работы штампов горячего деформирования из сталей 20ХФ и 15ХСТ целесообразно проведение термической обработки – улучшения. Для достижения уровня твёрдости в поверхности порядка 4000 Н/мм^2, температура нагрева под закалку штампов из стали 15ХСТ, согласно диаграмме (см. рис.1.б) A_{C3}+50^{0}С должна составлять 900 – 910^{0}С. При данной температуре избыточный феррит полностью растворится, а благодаря микролегированию титаном, структура аустенита будет мелкозернистой.

При проведении термической обработки штампов следует также учитывать особенности их структурообразования по сечению.

Выводы. С использованием программного обеспечения, разработанного в ОСС, определены критические точки и построены термокинетические диаграммы распада переохлаждённого аустенита сталей 20ХФ и 15ХСТ. Установлено, что сталь 15ХСТ имеет более высокую температуру $\alpha \rightarrow \gamma$ – перехода (A_3 = 888^{0}С), чем сталь 20ХФ (A_3 = 855^{0}С).

1. Исследованы особенности структурообразования при охлаждении штампа горячего деформирования из стали 20ХФ. Выявлено, что рабочая поверхность штампа имеет градиентную структуру, распад переохлаждённого аустенита происходит, в основном, в бейнитной области.

2. Изучено влияние охлаждения в различных средах образцов сталей 20ХФ и 15ХСТ на их структурообразование. Выявлено, что охлаждение в воде и на воздухе приводит к образованию структур, сопоставимых

с набором структур в поверхностных и центральных слоях реального изделия.

3. Установлено, что при охлаждение в масле стали 15ХСТ на 30,0 % увеличивается количество избыточного феррита, при этом уровень твёрдости образцов ниже твёрдости поверхностных слоёв штампа (4000 Н/мм^2). Для достижения уровня твёрдости в поверхности порядка 4000 Н/мм^2, температура нагрева под закалку штампов из стали 15ХСТдолжна составлять 900 – 910^{0}С.

1. *Тылкин М.А.* Штампы для горячего деформирования металлов. / М.А.Тылкин, Д.И.Васильев, А.М.Рогалев и др. – М.: Высшая школа, 1977. – 496с.
2. *Тылкин М.А.* Справочник термиста ремонтной службы. – М.: Металлургия, 1981. – 648с.
3. *Гуляев А.П.* Металловедение. – М.: Металлургия, 1977. – 646с.
4. *Гольдштейн М.И., Грачёв С.В., Векслер Ю.Г.* Специальные стали. – М.: Металлургия, 1985. – 408с.
5. *Григорович В.К.* Твёрдость и микротвёрдость металлов, 1976. – М.: Наука. – С.142–147.
6. *Арзамасов Б.Н., Макарова В.И., Мухин Г.Г. и др.* Материаловедение. – М.: Изд–во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001. – 648с.
7. *Гольдштейн Я.Е., Мизин В.Г.* Модифицирование и микролегирование чугуна и стали. – М.: Металлургия, 1986. – 272с.
8. *Попов А.А., Попова Л.Е.* Справочник термиста. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлаждённого аустенита. – Москва–Свердловск: Машиностроительная литература, 1961. – 430с.

Статья рекомендована к печати
канд.техн.наук А.И.Бабаченко

С.В.Бобирь, Г.В.Левченко, К.Г.Дьоміна, Д.В.Лошкарев.

Особливості структуроутворення при охолодженні низьколегованих сталей для штампів гарячого деформування

Метою роботи є аналіз особливостей структуроутворення в процесі охолоджування низьколегованих сталей 20ХФ і 15ХСТ для штампів гарячої деформації. У роботі досліджені особливості структуроутворення при охолоджуванні низьколегованих сталей 20ХФ і 15ХСТ, побудовано термокінетичні діаграми розпаду переохолодженого аустеніту. Встановлено, що в поверхневих шарах штампу розпад переохолодженого аустеніту відбувається, в основному, в бейнітній області. Визначено, що температура нагріву під гартування штампів із сталі 15ХСТ повинна складати 900–910^{0}С.