

**ВЛИЯНИЕ ОТПУСКА НА ПОВЕРХНОСТНЫЕ СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ
В ШТАМПОВЫХ СТАЛЯХ У8, Х12МФ, 30ХГСА**

© 2015 Е.А. Носова, А.А. Кузина, И.Д. Ибатуллин

Самарский государственный аэрокосмический университет имени академика С.П. Королёва
(национальный исследовательский университет)

Статья поступила в редакцию 06.11.2015

В статье рассматривается возможность повышения износостойкости штампового инструмента в результате подбора режимов отпуска после закалки. Актуальность работы связана с установлением связи между температурой отпуска, твёрдостью, поверхностными остаточными макро- и микро-напряжениями, а также энергией активации сталей У8, Х12МФ, 30ХГСА.

Ключевые слова: отпуск, штамповые стали, остаточные напряжения, твердость, закалка, отжиг.

Работа выполнена при государственной поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках реализации мероприятий Программы повышения конкурентоспособности СГАУ среди ведущих мировых научно-образовательных центров на 2013-2020 годы.

ВВЕДЕНИЕ

Штампы для формоизменяющих операций листовой штамповки работают в условиях больших нагрузок, вызывающих изнашивание рабочих поверхностей. Такой инструмент должен обладать определённым комплексом свойств для обеспечения стабильности технологического процесса. При этом должны быть обеспечены противоречивые свойства: высокая твёрдость для сопротивления истиранию и высокая вязкость для высокой производительности в условиях ударных нагрузок при работе штампов на молотах. Проблема получения такого комплекса свойств в значительной степени сдерживает широкое внедрение прогрессивных процессов обработки металлов давлением новых конструкционных материалов. Низкая стойкость может быть также связана с отсутствием надежных критериев оценки физико-механических свойств сталей на заключительных этапах изготовления инструмента [1 - 5].

Кроме высокой твердости и вязкости штамп должен обладать высокой теплостойкостью, сопротивлением смятию, износостойкостью при нормальных и повышенных температурах.

В последние годы наряду с созданием и внедрением новых сталей были выполнены работы по исследованию влияния рафинирующих пере-

плавов на физико-механические и эксплуатационные свойства сталей, совершенствованию технологииковки и термической обработки заготовок инструментов, разработке технологии и определению рациональных областей применения термомеханической обработки. Эти мероприятия способствовали дальнейшему повышению стойкости штамповых инструментов. Следует заметить, что конструкция штампа включает элементы, непосредственно контактирующие с обрабатываемым материалом, так и детали, обеспечивающие точность поверхности контакта инструмента и заготовки и извлечение штамповок: направляющие колонки, выталкиватели и т.п. Такие элементы могут изготавливаться из менее дорогих марок сталей, но не должны проявлять коробления и поводок при длительной эксплуатации и хранении оснастки [6 - 10].

Величина и характер распределения внутренних напряжений, возникающих в инструментах в процессе деформирования, зависят, от конструктивных особенностей инструментов, значений удельных давлений, режимов заключительной термообработки и сборки.

Известно, что наиболее простая конфигурация характерна для инструментов холодного и горячего прессования, а также некоторых типов пуансонов, выталкивателей и прошивней. Они работают в условиях сжатия и продольного изгиба. Такие инструменты имеют, как правило, осесимметричную форму и характеризуются (при качественном изготовлении) наличием сравнительно небольшого количества мест, способных служить эффективными концентраторами напряжений.

Многочисленные исследования показывают, что в основе любых моделей изнашивания лежит соотношение между параметрами внешнего воз-

Носова Екатерина Александровна, кандидат технических наук, доцент кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения. E-mail: eanosova@mail.ru
Кузина Антонина Александровна, ассистент кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения. E-mail: KuzinaAntonina@mail.ru
Ибатуллин Ильдар Дуglasович, доктор технических наук, профессор, ведущий научный сотрудник. E-mail: tms@samgtu.ru

действия и свойствами материалов, характеризующими их реакцию на это воздействие. Чаще всего рассматривают отношение энергии внешнего воздействия к удельной энергоёмкости деформируемых объектов, накопленной к моменту образования продуктов изнашивания. Несмотря на кажущуюся обоснованность такого подхода, во многих случаях точность прогнозирования износостойкости материалов по указанному энергетическому соотношению оказывается невысокой. Это имеет место при фазовых превращениях и рекристаллизации при работе инструмента; отсутствии учёта масштабного фактора, неоднородности структуры и насыщения изнашиваемых объемов внутренней энергией, хрупкости, при различной жесткости поверхности материалов и в ряде других случаев [11 - 14].

В настоящее время преобладает мнение о том, что локальные, периодически повторяющиеся импульсы внешних динамических воздействий (энергии, давления, скорости и т.п.) в условиях фрикционного взаимодействия пар трения, а также при контакте твердых поверхностей с жидкими средами и прочими субстанциями вызывают усталостный механизм повреждения поверхностных слоев. При этом изнашивание материалов происходит в результате суммирования повреждений под воздействием спектра импульсов различной интенсивности. Очевидно, что интенсивность внешнего воздействия будет определяться средним значением энергии импульсов, их частотой и продолжительностью, а также масштабным фактором. По мере увеличения объемов, где происходят необратимые структурные изменения, и глубины слоя, испытывающего упругопластические деформации, увеличивается жесткость их напряженного состояния, проявляется склонность к охрупчиванию, происходит изменение энергии активации элементарных актов атомно-молекулярных перегруппировок, морфологии диссипативных структур, фрактальной размерности эрозионного рельефа и дисперсности продуктов изнашивания с различной плотностью насыщения внутренней энергией [15 - 17].

В качестве критериев износостойкости должны фигурировать характеристики материалов, которые могут быть определены на основе анализа особенностей распространения в материалах поверхностей разрыва; при решении уравнений механики однородных и

гетерогенных сплошных сред. Энергия активации как характеристика связи между атомами в кристаллической решетке, на которую влияет и термическая обработка может применяться для описания поведения материалов. Минимальная энергия активации наблюдается при отжиге – то есть в равновесном, упорядоченном состоянии, а максимальная – при закалке – наиболее неупорядоченном состоянии, по значениям энергии активации можно судить о твердости поверхности, а затем и об износостойкости.

Следует заметить, что при изготовлении штампов возможно перераспределение и увеличение плотности линейных и поверхностных дефектов кристалла, которые приводят к изменению уровня и знака остаточных напряжений. Их релаксация при эксплуатации инструмента влечёт поводки, коробления и как результат, заклинивание штампа.

Целью данной работы является установление влияния температуры отпуска на твердость, уровень поверхностных остаточных макро- и микронапряжений, изменение микроструктуры штамповых сталей У8 (С80W2 по DIN), Х12МФ (Х155CrVMo12-1 по DIN или D2 по ASTM/AISI) и 30ХГСА.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Исследовались цилиндрические образцы из стали У8 – диаметром 10 мм, из стали 30ХГСА – диаметром 48 мм, из стали Х12МФ – диаметром 50 мм.

Химический состав исследуемых сталей был определен с помощью энерго-дисперсионной приставки растрового электронного микроскопа Tescan Vega и представлен в табл. 1.

В качестве предварительной термической обработки применялся полный отжиг для выравнивания свойств по сечению всех образцов, затем проводилась закалка с последующим отпуском. Режимы термической обработки исследуемых сталей представлены в табл. 2. Для нагрева образцов до заданных интервалов температур используется камерная электропечь СНОЛ-1,6,2,5.1/11-ИЗ.

Механические свойства исследуемых сталей после закалки и отпуска представлены в табл. 3.

Исследования микроструктуры сталей У8, Х12МФ, 30ХГСА в отожженном, закаленном и отпущенном состоянии проводились на металлографическом инструментальном микроскопе МЕТАМ РВ при увеличении 200.

Таблица 1. Массовая доля элементов в исследуемых сталях

Марка стали	Массовая доля элементов, %									
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu	V
У8	0.8	0.25	0.25	0.018	0.02	0.3	0.2	-	0.2 1	-
Х12МФ	1.55	0.25	0.25	0.02	0.02	12	0.40	0.25	0.2	0.2
30ХГСА	0.32	1.1	1.0	0.02	0.02	0.9	0.15	-	0.2	-

Таблица 2. Режимы термической обработки исследуемых сталей

Марка стали	Отжиг		Закалка		Отпуск	
	Температура, °С	Охлаждение	Температура, °С	Охлаждение	Температура, °С	Охлаждение
У8	690-710	с печью	780-800	вода	200	воздух
					300	
					400	
					500	
Х12МФ	850-870	с печью	970	масло	200	воздух
					300	
					400	
					500	
30ХГСА	830-850	с печью	880	масло	200	воздух
					300	
					400	
					500	

Таблица 3. Механические свойства исследуемых сталей после закалки и отпуска

Марка стали	Температура, °С		HRC
	Закалка	Отпуск	
У8	780-800	150-160	63-65
		200-220	57-59
Х12МФ	970	170-200	60-62
		320-350	56-58
30ХГСА	800	500	35

Для исследования микроструктуры изготавливались травлёные микрошлифы. Состав травителя: $C_6H_2(NO_2)_3OH$ в этиловом спирте – 4%, азотная кислота HNO_3 – 3% и вода H_2O – 95%, продолжительность травления – 15...60 секунд.

Твердость оценивалась по методу Роквелла на твердомере ТК-3.

Внутренние напряжения I и II рода определялись по дифрактограммам, полученным на рентгеновском дифрактометре.

Исследования энергии активации проводились на склерометрическом программно-аппаратурном комплексе «Ресурс-3Л». Измерительная часть склерометрического комплекса предназначена для оценки касательной и нормальной нагрузок, действующих на индентор при пропахивании борозды, определения момента касания и глубины внедрения индентора в исследуемый материал.

Образцы перед испытаниями были заделаны в оправку диаметром не более 30 мм и высотой не более 15 мм с помощью эпоксидного клея.

При испытаниях борозды на поверхности образцов формировались в направлении действия главных напряжений при эксплуатации изделий.

Испытываемая поверхность была очищена от окислов и механических загрязнений, а также обезжирена.

Для испытываемых материалов на основе известного химического состава был рассчитан молярный объем V_m (mm^3/mol); произведена оценка энергии активации пластической деформации

материала в отожженном (начальном) u_n , а также в критическом u' состояниях (kJ/mol) с погрешностью оценки указанных величин не превышающей $\pm 5\%$. Оценку критического значения энергии активации пластической деформации u' производили возле краев усталостной трещины, выращенной искусственно при усталостных испытаниях.

Для количественного определения энергии активации были использованы эпюры, на которых отображались три параметра: глубина царапины, сила царапания, нормальная нагрузка (рис. 1).

Расчет величины энергии активации производили как отношение энергии, затраченной на пропахивание борозды на поверхности исследуемого материала, к объему вытесненного материала.

РЕЗУЛЬТАТЫ

Графики зависимости твердости от температуры отпуска показаны на рис. 2.

Из рис. 2 видно, что повышение температуры отпуска в рассматриваемом интервале приводит к снижению твердости. При этом у стали У8 до температуры 200 °С наблюдается увеличение твердости с 52 HRC до 59 HRC, а далее повышение температуры отпуска приводит к снижению твердости до 40 HRC. Похожая тенденция наблюдается у стали 30ХГСА, но изменение твердости при этом не столь заметно. В стали Х12МФ снижение твердости происходит монотонно.

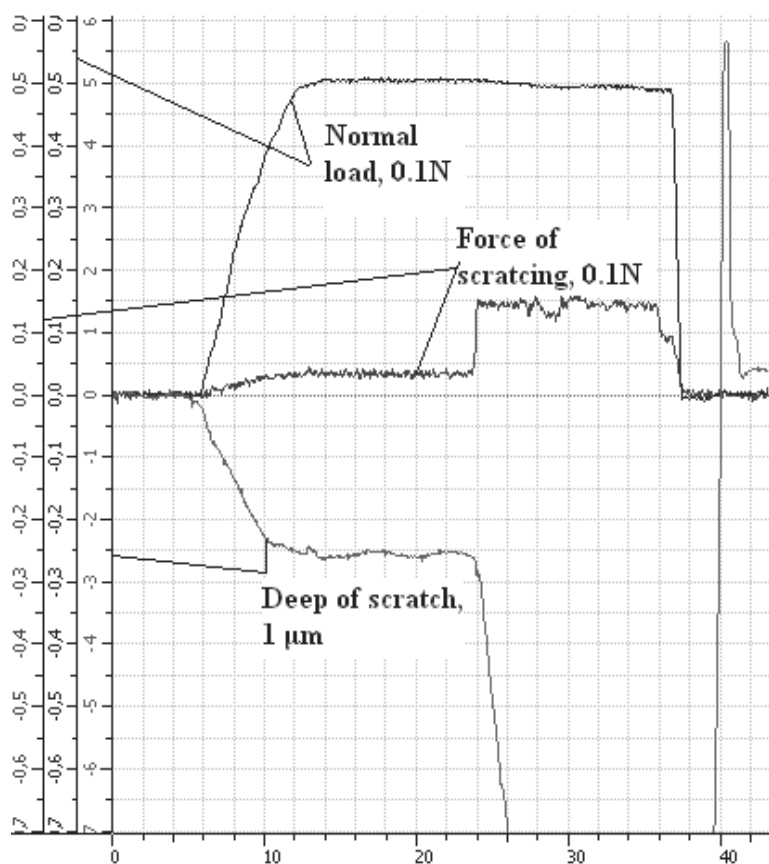


Рис. 1. Эпюра распределения нормальной нагрузки, усилия царапания и глубины царапины в зависимости от времени испытания

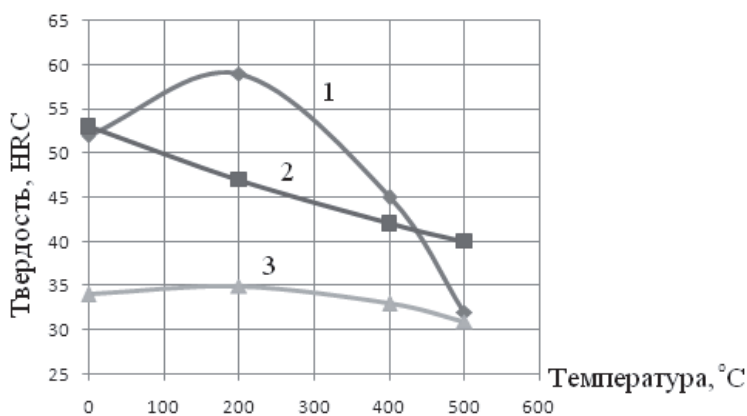


Рис. 2. Зависимости твердости сталей У8 (1), Х12МФ (2), 30ХГСА (3) от температуры отпуска

Для объяснения полученных результатов проведём анализ микроструктуры сталей, которая представлена на рис. 3 и 4. Из рис. 3 и 4 видно, что проведение закалки по указанным режимам повышает дисперсность структуры. При отпуске наблюдается появление дисперсных фаз, наибольшее количество которых присутствует в стали Х12МФ.

Графики зависимости остаточных поверхностных макро- и микронапряжений от температуры отпуска для сталей У8, Х12МФ, 30ХГСА представлены на рис. 5 и 6.

После закалки в сталях У8 и Х12МФ формируются сжимающие остаточные напряжения, которые с ростом температуры отпуска уменьшаются и в стали У8 становятся растягивающими при

температуре отпуска 100 °С, а при температуре 200 °С имеют наибольшие значения. После отпуска при температурах от 200 до 500 °С, остаточные макронапряжения в стали У8 снижаются практически в 3 раза. В стали Х12МФ при всех температурах отпуска остаточные макронапряжения остаются сжимающими, их значения уменьшаются. В стали 30ХГСА остаточные макронапряжения являются растягивающими, как после закалки, так и при всех рассматриваемых температурах отпуска. Их значения незначительно увеличиваются до температур 300 °С, а затем наблюдается плавный спад.

Микронапряжения во всех рассматриваемых сталях после закалки и отпуска растягивающие. В

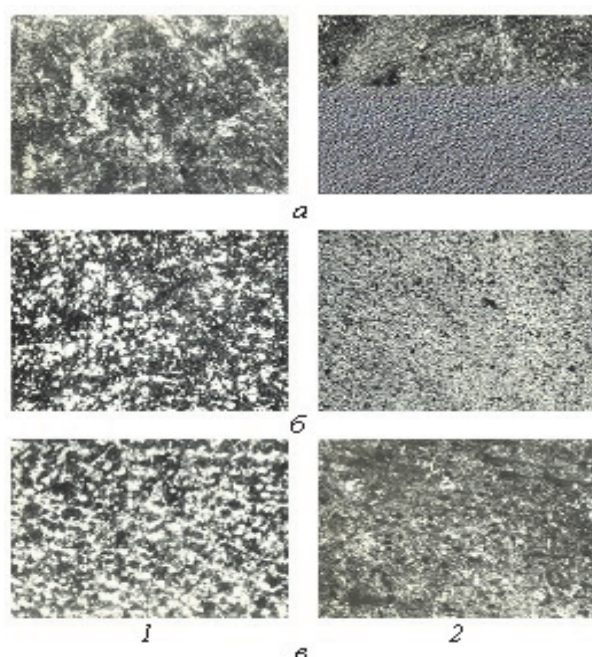


Рис. 3. Микроструктура сталей У8 (а), Х12МФ (б), 30ХГСА (в) после отжига (1) и закалки (2), $\times 200$

няется незначительно: сталь У8 имеет максимум энергии активации после температуры отпуска 300°C, 30ХГСА – 200°C, затем наблюдается падение и подъём значений при температуре 500°C. У стали Х12МФ при увеличении температуры нагрева до 200° энергия активации резко увеличивается практически в 4 раза, в интервале температур от 200° до 400°, происходит резкое снижение до уровня закалочных значений, а при температурах отпуска выше 400° - начинается плавное возрастание. Очевидна определённая волнообразная тенденция изменения энергии активации с ростом температуры отпуска: в высоколегированной стали Х12МФ эта зависимость ярко выражена, в низколегированной стали 30ХГСА – не так заметна, а в углеродистой стали У8 в рассматриваемом интервале температур отпуска наблюдается только первая часть «волны».

ОБСУЖДЕНИЕ

Структура высокоуглеродистых сталей в равновесном состоянии состоит из перлита и

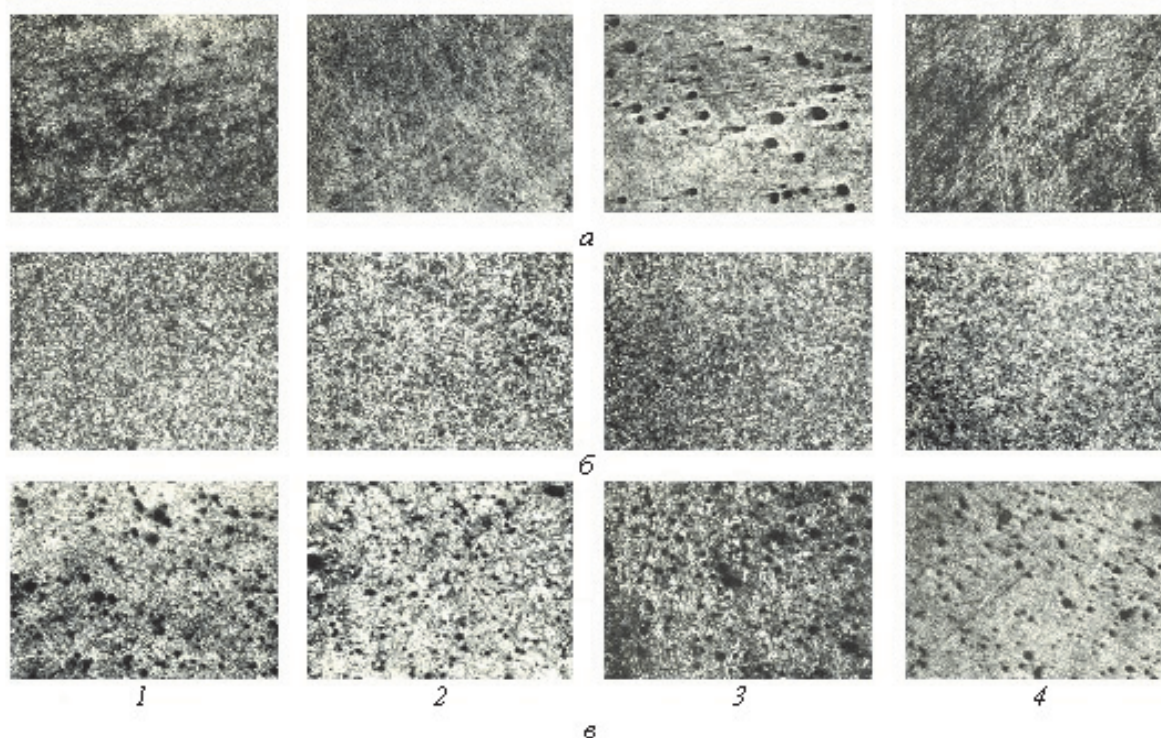


Рис. 4. Микроструктура сталей У8 (а), Х12МФ (б), 30ХГСА (в) после отпуска при температурах 200 °С (1), 300 °С (2), 400 °С (3), 500 °С (4), $\times 200$

сталях У8 и Х12МФ они снижаются с повышением температуры отпуска. В стали 30ХГСА микронапряжения увеличиваются.

Графики зависимости энергии активации сталей У8, Х12МФ, 30ХГСА от температуры отпуска представлены на рис. 7.

Для сталей У8 и 30ХГСА при увеличении температуры отпуска энергия активации изме-

избыточных карбидов, характер распределения и дисперсность которых зависят от химического состава конкретной марки и технологических особенностей ее производства. Способствуя усилению дендритной и зональной ликвации, хром, вольфрам и молибден в стали Х12МФ увеличивают неоднородность литого металла, что приводит при последующем переделе к образованию по-

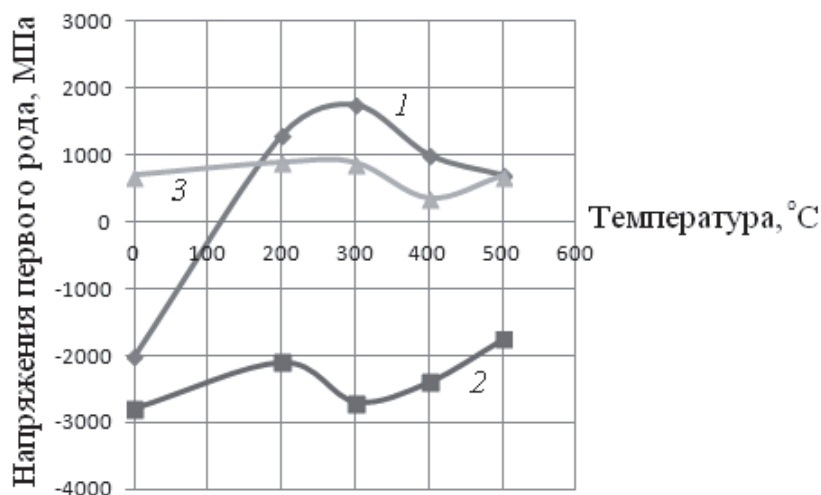


Рис. 5. Зависимости напряжений первого рода от температуры отпуска для сталей У8 (1), Х12МФ(2), 30ХГСА (3)

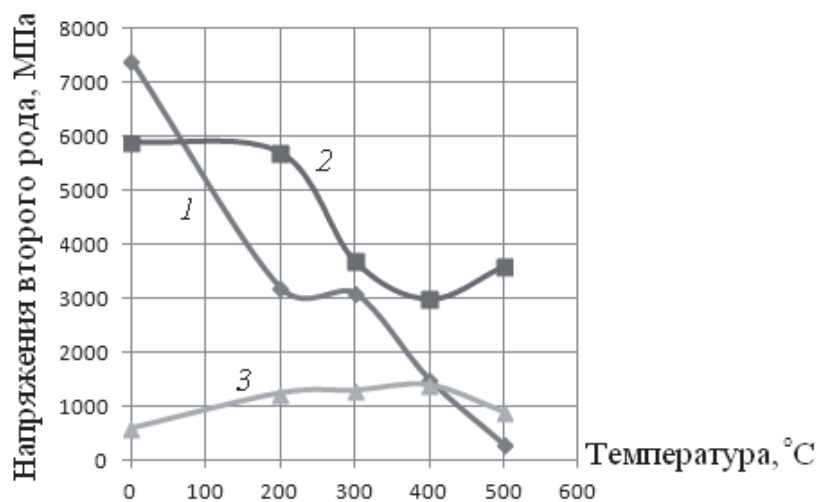


Рис. 6. Зависимости напряжений второго рода от температуры отпуска для сталей У8 (1), Х12МФ (2), 30ХГСА (3)

лосчатых структур, ориентированных в направлении деформации. Характерными примерами могут служить карбидные полосчатость и ликвация в эвтектоидных сталях, а также раздробленная сетка или строки первичных карбидов в высоколегированных сталях. Изотермический отжиг, как и высокий отпуск, незначительно изменяя характер распределения и дисперсность первичных карбидов, в значительной степени воздействует на состояние эвтектоидной структуры в сталях с относительно невысоким содержанием легирующих элементов. Высоколегированные стали вследствие большей устойчивости против растворения при нагреве специальных карбидов, являющихся при охлаждении центрами кристаллизации для выделяющихся частиц, и пониженной диффузионной подвижности элементов в кристаллической решетке железа, характеризуются меньшей чувствительностью к режимам отжига и приобретают структуру мелкодисперсного зернистого сорбитообразного перлита.

Нагрев под закалку и выдержка при температурах образования аустенита сопровождаются протеканием ряда взаимосвязанных процессов: фазовым (диффузионным), $\sigma \rightarrow \gamma$ -превращением, растворением карбидов и перераспределением элементов между структурными составляющими, увеличением размеров действительного зерна аустенита, что обусловлено стремлением системы к уменьшению свободной энергии. Рассматриваемые стали Х12МФ и 30ХГСА имеют различное количество хрома, что приводит к снижению твердости стали 30ХГСА после закалки по сравнению с Х12МФ и У8, которые имеют практически одинаковое количество углерода. Однако с повышением температуры отпуска в стали У8 начинает появляться цементит, что приводит к повышению твердости уже при 200°С. Сталь Х12МФ, имеющая сильные карбидообразователи - хром, молибден и вольфрам, повышение твердости не проявляет в рассматриваемом интервале температур отпуска, т.к. основное дис-

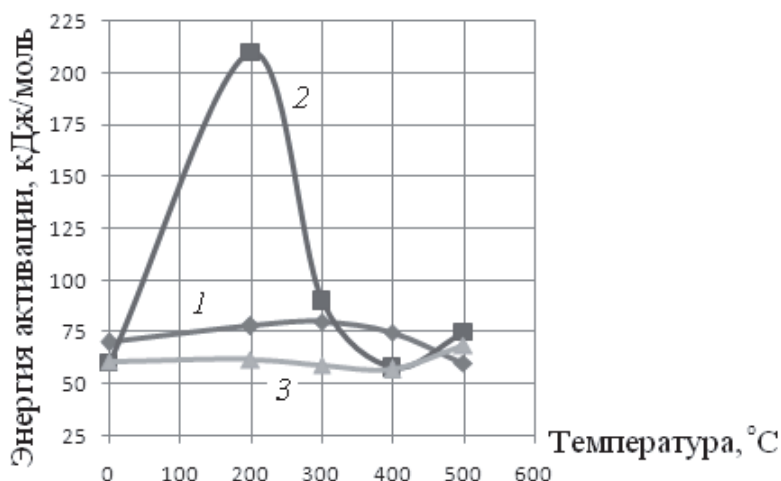


Рис. 7. Зависимости энергии активации сталей У8 (1), Х12МФ (2), 30ХГСА (3) от температуры отпуска

персионное твердение в этой стали происходит при более высоких температурах [12, 14].

Высокие скорости охлаждения сталей при закалке приводят к формированию больших остаточных напряжений. Чем выше содержание углерода, тем выше значения остаточных поверхностных макронапряжений, которые уравниваются в объёме целой детали. Для высокоуглеродистых сталей, таких как У8 и Х12МФ они сжимающие, а для среднеуглеродистой стали 30ХГСА они растягивающие. Это может быть связано с наличием в высокоуглеродистых сталях после закалки остаточного аустенита, имеющего меньший удельный объём, чем мартенсит. При окончательной обработке поверхности закалённой детали путём механического точения, шлифования или пескоструйной обработки может происходить их декомпенсация и искривление детали. Микронапряжения, которые уравниваются в пределах нескольких зёрен, у всех трёх рассмотренных сталей являются растягивающими, что свидетельствует о высоких объёмных долях закалочных структур по сравнению с равновесными. Как и в случае с макронапряжениями, уровень микронапряжений выше у «богатых» углеродом сталей У8 и Х12МФ по сравнению со сталью 30ХГСА.

Величина действительного зерна аустенита оказывает существенное влияние на дисперсность (размер пластинок) мартенсита и механические свойства сталей не только в закаленном, но и отпущенном состояниях. Полнота протекания мартенситного превращения в процессе охлаждения сталей определенной критической скоростью после образования аустенита прямо связана с величиной зерна, плотностью дефектов кристаллического строения, напряженным состоянием и химическим составом γ -фазы. Объёмные изменения при мартенситном превращении в сталях весьма значительны $(5.0...8.5) \cdot 10^{-3}$, поэтому исходная и образующаяся фазы испытывают существенное взаимное силовое воздействие, приводящее к возникновению упругих искаже-

ний кристаллических решеток и протеканию актов микропластической деформации. Это отражается на остаточных напряжениях, имеющих большие значения после закалки, а также может объяснять высокие значения энергии активации стали Х12МФ после низкого отпуска, по сравнению со сталями У8 и 30ХГСА, имеющими меньшее содержание легирующих элементов.

Известно, что углерод влияет на конфигурацию кристаллов мартенсита, которые имеют вытянутое строение в сталях с $0.1...0.4\%$ С и форму широких пластин в высокоуглеродистых сталях. В них существенное повышение плотности дефектов кристаллического строения происходит до значений 10^{12} см^{-2} , для низко- и среднеуглеродистых сталей эти значения находятся на уровне $(3...5) \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$. Значения суммарных величин микроискажений в закаленных сталях изменяется в довольно широких пределах, $(2.5...5) \cdot 10^{-3}$, в легированных штамповых сталях для горячего и холодного деформирования $8 \cdot 10^{-3}...1 \cdot 10^{-2}$, их абсолютная величина при этом прямо связана с содержанием углерода в мартенсите.

При отпуске штамповых сталей происходит распад остаточного аустенита. В углеродистых и низколегированных сталях типа 30ХГСА вторичное $\gamma \rightarrow \sigma$ -превращение получает развитие в процессе нагрева и выдержки при температурах отпуска $170...250^\circ\text{C}$, что связано с уменьшением устойчивости остаточного аустенита вследствие малого количества углерода и повышения точки мартенситного превращения. Аустенит комплексно легированных и высокохромистых сталей типа Х12МФ обладает значительно большей устойчивостью и сохраняется в значительных количествах до $10...20\%$ после отпуска вплоть до температур $480...500^\circ\text{C}$, что объясняет сохранение сжимающих остаточных макронапряжений в ней после отпуска даже при высоких температурах. Распад его происходит в основном при охлаждении и протекает по мартенситной кинетике. В стали У8 переход от сжимающих остаточных

макронапряжений к растягивающим может быть связан с превращением остаточного аустенита в мартенсит отпуска.

Характер изменения макронапряжений в рассматриваемых сталях практически совпадает с изменением энергии активации. Это можно объяснить тем, что для осуществления пластической деформации при царапании поверхности требуется приложение больших усилий, т.е. требуется затратить большую энергию на вытеснение определённого объёма металла. Пиковые значения энергии активации и остаточных поверхностных макронапряжений во всех рассмотренных сталях в зависимостях от температуры отпуска совпадают, что показывает качественную связь макронапряжений и энергии активации. Отсутствие корреляции между поверхностными напряжениями и энергией активации может быть связано с тем, что размеры царапины превышают объём нескольких зёрен в поликристаллических материалах и могут проявить себя лишь в случае крупнозернистой структуры или нанозернистого состояния.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Распад мартенсита при нагреве закалённых углеродистых (У8) и низколегированных (30ХГСА) сталей приводит к повышению их твёрдости и энергии активации при температурах среднего отпуска. Структурные превращения при нагреве закалённой высоколегированной стали Х12МФ сопровождаются снижением твёрдости и макронапряжений при всех температурах отпуска.

Изменение уровня остаточных поверхностных макронапряжений повторяет характер изменения энергии активации всех рассмотренных сталей. Это объясняется тем, что структурные превращения при отпуске сопровождаются изменением уровня и знака упругих искажений в кристаллической решётке железа, что препятствует протеканию пластической деформации в поверхностных слоях сталей при создании царапины или абразивном износе.

Поскольку наибольшие значения энергии активации говорят о высокой устойчивости сталей к абразивному износу, следует рекомендовать режимы отпуска закалённых сталей, основываясь на склерометрических испытаниях, т.е. на определении энергии активации. С другой стороны, устойчивость к абразивному износу можно оценить по изменению остаточных макронапряжений, которые находятся в хорошей корреляции с энергией активации.

Следовательно, для стали Х12МФ, применяющейся для изготовления матриц и пуансонов и контактирующей с деформируемым материалом, отпуск рекомендуется проводить при температурах около 200°C. После отпуска при этой температуре для неё энергия активации имеет максимальные значения. Сталь У8, которая

применяется для изготовления деформирующих частей штампа малых сечений, должна подвергаться отпуску при температурах около 300°C. Сталь 30ХГСА применяется для изготовления направляющих колонок и стоек, испытывает истирающие нагрузки со стороны матрицы и пуансона. Для неё рекомендуемая температура отпуска, составляет 200°C.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Negm, N.Z.* Effect of annealing temperature on properties of H₂/N₂ RF plasma-treated stainless steel / N.Z. Negm // Surface and coatings technology. 2006. Vol. 201(3-4). – P. 1763-1767.
2. *Ozcatalbas, Y., Ercan, F.* The effects of heat treatment on the machinability of mild steels / Y. Ozcatalbas, F. Ercan // Journal of materials processing technology. 2007. Vol. 136(1-3). – P. 227-238.
3. *Machado, I.F.* Technological advances in steels heat treatment / I.F. Machado // Journal of materials processing technology. 2007. Vol. 172, № 2. – P. 169-173.
4. *Lu, Z., Faulkner, R.G., Riddle, N., Martino, F.D., Yang, K.* Effect of heat treatment on microstructure and hardness of eurofer 97, eurofer ODS and T92 steels / Z. Lu, R.G. Faulkner, N. Riddle, F.D. Martino, K. Yang // Journal of nuclear materials. 2009. Vol. 386-388. – P. 445-448.
5. *Smagorinskii, M.E., Kudryashov, S.V., Kulinichev, V.I.* Structure and properties of low-carbon steels after heat treatment and heat cycling with plastic deformation / M.E. Smagorinskii, S.V. Kudryashov, V.I. Kulinichev // Metal science and heat treatment. 1990. Vol. 31, № 11-12. – P. 862-866.
6. *Kaputkina, L.M., Kaputkin, D.E.* Structure and phase transformations under quenching and tempering during heat and thermomechanical treatment of steels / L.M. Kaputkina, D.E. Kaputkin // Materials Science Forum Thermec 2003 Processing and Manufacturing of Advanced Materials. - Editors: T. Chandra; editors: J.M. Torralba, T. Sakai. Madrid, 2003. – P. 1119-1126.
7. *Dronhofer, A., Eggeler, G., Pesicka, J., Kuzel, R.* The evolution of dislocation density during heat treatment and creep of tempered martensitic ferritic steels / A. Dronhofer, G. Eggeler, J. Pesicka, R. Kuzel, // Acta materialia .2003. Vol. 51, № 16. - P. 4847-4862.
8. *Suchanek, J., Kuklik, V.* Influence of heat and thermochemical treatment on abrasion resistance of structural and tool steels / J. Suchanek, V. Kuklik // Wear. 2009. Vol. 267, № 11. - P. 2100-2108.
9. *Ilin, A.A., Krikushenko, E.S., Alekseev, V.V., Silina, V.I., Belousov, V.V.* A Method for heat treatment of maraging steels 08KH15N5D2T, 06KH14N6D2MBT, and 07KH16N6 / A.A. Ilin, E.S. Krikushenko, V.V. Alekseev, V.I. Silina, V.V. Belousov // Metal science and heat treatment. 2013. Vol. 55, № 3-4. - P. 138-140.
10. *Firsova, N.V., Krylova, S.E., Gryzunov, V.I.* Effect of the mode of heat treatment on mechanical properties of structural steels 35KHMA and 40KHMFA / N.V. Firsova, S.E. Krylova, V.I. Gryzunov // Metal science and heat treatment. 2011. Vol. 53, № 1-2. - P. 61-64.
11. *Путрова, Л.Г.* Всероссийский форум на Автовазе «Новые стали для машиностроения и их термическая обработка» / Л.Г. Путрова // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2011. - № 12.

- С. 54-56.
12. Муравьёв, В.И., Ким, В.А., Фролов, А.В., Мартынюк, А.М., Кириков, А.В. О резервах традиционных технологий термической обработки сталей на пути повышения эксплуатационных свойств изделий / В.И. Муравьёв, В.А. Ким, А.В. Фролов, А.М. Мартынюк, А.В. Кириков // Заготовительные производства в машиностроении. - 2010. - № 2. – С. 39-43.
 13. Hosseini, S., Limoel, M.B. Optimization of heat treatment to obtain desired mechanical properties of high carbon hadfield steels / S. Hosseini, M.B. Limoel // World applied sciences journal. 2010. Vol. 15, № 10. – P. 1421-1424.
 14. Зимин, Н.В. Экспериментальные обобщения влияния параметров нагрева и охлаждения при индукционной термической обработке на структуру и твердость углеродистых нелегированных сталей / Н.В. Зимин // Индукционный нагрев. - 2007. - № 2. – С. 27-37.
 15. Aoki, K., Azushima, A. Development and properties of high strengthened carbon steels produced by repetitive side extrusion and heat treatment process / K. Aoki, A. Azushima // Materials science forum. 2007. Vol. 539-543 (Part 3). - P. 2884-2891.
 16. Prasad, S.N., Saxena, A., Sodhi, M.M.S., Tripathi, P.N. Influence of different heat treatment parameters on microstructure and mechanical properties of C-MN strapping quality steels / S.N. Prasad, A. Saxena, M.M.S. Sodhi, P.N. Tripathi // Materials science and engineering: A. 2008. Vol. 476, № 1-2. - P. 126-131.
 17. Bigg, T.D., Edmonds, D.V. Microstructural evolution during the novel quenching and partitioning (Q&P) heat treatment of steel / T.D. Bigg, D.V. Edmonds // Materials science forum. 2010. Vol. 654-656. – P. 33-36.

INFLUENCE OF ANNEALING ON THE SURFACE STRUCTURAL CHANGES IN STAMPING STEELS C80W2, X155CrVMo12-1, 30CrMnSi (STAINLESS)

© 2015 E.A. Nosova, A.A. Kuzina, I.D. Ibatullin

Samara State Aerospace University named after Academician S.P. Korolyov
(National Research University)

In the article possibility of increase of wear resistance of the stamping tool as a result of annealing modes selection after tempering is considered. Relevance of work is connected by establishment of communication between the annealing temperature, hardness, the surface residual macrostresses and microstresses, and also activation energy of steels C80W2, X155CrVMo12-1, 30CrMnSi (stainless).

Keywords: annealing, stamping steels, residual stresses, hardness, tempering.

Ekaterina Nosova, Candidate of Technics, Associate Professor at the Metals Technology and Aviation Materials Science Department. E-mail: eanosova@mail.ru

Antonina Kuzina, Assistant Lecturer at the of Metals Technology and Aviation Materials Science Department. E-mail: KuzinaAntonina@mail.ru

Ildar Ibatullin, Doctor of Technical Sciences, Professor, Leading Research Fellow. E-mail: tms@samgtu.ru