

ТЕПЛОСТОЙКОСТЬ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Приведені результати досліджень впливу хімічного складу, структури, властивостей, термічної обробки та різних способів виробництва інструментальних сталей на їх теплостійкість. Показані шляхи практичного використання установлених закономірностей не тільки при створенні нових і виборі існуючих марок інструментальних сталей, але і при розробці режимів термічної обробки та технологічних процесів обробки металів тиском.

Technique for evaluation of assessment criterions of heat weakening of tool steels in temperature range from 20 C to Ac1 is developed. It allow to measure characteristics of materials during quenching, tempering and start of recrystallization. It is shown that value of efficiency of any kind of tool steels could be obtained in conditions which would be close to real working conditions.

Повышение теплостойкости инструментальной стали, т.е. способности ее сопротивляться разупрочнению при нагреве – одна из основных целей легирования в производстве инструмента, так как обеспечение структурной стабильности после окончательной термической обработки является обязательным требованием, предъявляемым к работоспособности инструментальных сталей разного назначения.

Следует отметить, что теплостойкость не есть свойство постоянно присущее данной марки стали, а характеризует лишь то состояние, в котором сталь находится при определенных сочетаниях внутренних и внешних факторов. Очевидно, поэтому до сих пор нет единого мнения о механизме и кинетике разупрочнения инструментальных сталей для режущих инструментов и для штампов горячего деформирования, хотя этому вопросу и посвящено много работ Ю.А. Геллера, А. П. Гуляева, Л.С. Кремнева, Л.А.Позняка и др. [1-6]. Состав твердого раствора, карбидные превращения и обособление карбидов, могут служить только качественной характеристикой теплостойкости, так как они не учитывают основных свойств и характеристик таких как, прочностные, структурные и технологические, благодаря которым могут быть обеспечены заданные сроки службы инструментов.

Обычно все инструментальные стали проходят испытания на теплостойкость. Для штамповых сталей применяемых для обработки металлов в холодном состоянии и быстрорежущих сталей, согласно ГОСТ 5950-2000 (ДСТУ 3953-2000) и ГОСТ 19265-73 теплостойкость определяют температурой дополнительного 4-х часового отпуска (после закалки и основного отпуска) – на твердость не ниже 58 HRC. Для штамповых сталей горячего деформирования, согласно ГОСТ 5950-2000 (ДСТУ 3953-2000), теплостойкость определяется так же температурой дополнительного 4-х часового отпуска (после закалки и основного отпуска) - на твердость не ниже 40 HRC.

Методика определения теплостойкости по температуре дополнительного отпуска продолжительностью 4 часа на заданную твердость, отличается простотой и позволяет дифференцировать различные марки сталей по этому показателю и температурным областям их возможного (целесообразного) применения.

В настоящее время существует много марок сталей (даже в одной группе) с одинаковой теплостойкостью [1, 4, 5]. Например: стали для горячего деформирования марок 4X3BMФ, 4X4BMФС, 4X2B2MФС, 3X2B8, 4X2B5MФ и др. характеризуются теплостойкостью 650 – 660 °С; быстрорежущие стали: P18, P12, P9, P9Ф5, P6M5 характеризуются теплостойкостью 620 °С, а P6M5K5, P9M4K8, P9K5, P12Ф3, P18Ф2 характеризуются теплостойкостью 630°С, что затрудняет выбор марок сталей по принятой методике. Следовательно, выбор критерия оценки теплового разупрочнения требует качественно иного подхода к определению теплостойкости инструментальных сталей, обеспечивающего возможность анализа вклада каждого легирующего элемента на этот показатель, а также способа производства инструментальной стали.

Относительно выбора более надежного критерия оценки теплостойкости инструментальных сталей было проведено очень большое количество исследований [1 - 4, 6- 8 и др.]. Все они моделируют температурно-силовые параметры, которые выявляют большое количество активируемых процессов (объемной диффузии, коагуляции, коалесценции), и в тоже время вуалируют лимитирующий механизм теплового разупрочнения, что, в итоге, затрудняет применение этих методик.

Как известно [1 - 4, 10 - 12] инструментальные стали с карбидным упрочнением разупрочняются при отпуске главным образом в процессе полигонизации. Полигонизованные участки матрицы весьма устойчивы и не рекристаллизуются длительное время даже при изотермических отпусках продолжительностью более 27 часов.

На практике выяснилось, что разупрочнение контролируется в основном температурно-скоростными параметрами, а не температурно-силовыми параметрами, а также свойствами материала и его структурными параметрами - рекристаллизацией [8 - 12].

Формально можно считать, что температура начала рекристаллизации определяет границу области структурной нестабильности материала. С точки зрения обработки металлов давлением температура начала рекристаллизации T_{nr} в α – фазе (феррите) определяет также нижнюю технологическую температуру горячей пластической деформации в интервале температур от T_{nr} до A_{c1} .

Перегрев выше температуры начала рекристаллизации вызывает изменение механизмов деформации, и, естественно, разделяет предел текучести (σ_{02}) на термически активируемую (σ_T) и атермическую (σ_a) части:

$$\sigma_{02} = \sigma_T + \sigma_a$$

Как видим, инструментальные стали работают в структурно неустойчивой (метастабильной) температурной области эксплуатации, которая характеризуется термически активируемыми процессами разупрочнения контролируемые, главным образом диффузией и движением дислокаций (путем скольжения, переползания и пр.).

На уровне макропластической деформации разупрочнение в процессе пластической деформации (массоперенос) сопровождается формоизменением и разрушением.

Взаимосвязь между механизмами пластической деформации, структурным состоянием, технологическими процессами обработки давлением и видом повреждаемости приведены в табл. 1. Согласно с этими представлениями в температурном интервале от 20⁰С до температуры фазового превращения Ас₁ массоперенос является основным объединяющим критерием технологических процессов, структурного состояния в α -фазе (феррите), механизмов разрушения и деформации и который совершается как на макро-, так и на микроскопическом уровне и определяет изменение термодинамического состояния матрицы в процессе пластического течения под действием внутренних напряжений, так как приложенные напряжения только лишь направляют деформацию.

Таблица 1

Взаимосвязь между технологическими процессами, структурным состоянием, механизмами пластической деформации и видом повреждаемости [10]

Факторы воздействия	Массоперенос в α -фазе в интервале температур от 20 ⁰ С до Ас ₁		
Механизм пластической деформации	При движении дислокаций: скольжением; переползанием		Диффузией
Структурное состояние матрицы	Возврат и полигонизация		Рекристаллизация
Технологический процесс	Холодная пл. деформация (< 0,3 Ас ₁)	Теплая пласт. деформация (> 0,5 Ас ₁)	Горячая пласт. деформация (> 0,7 Ас ₁)
Вид повреждаемости (разрушения)	Износ, хрупкие трещины	Износ, изгиб, смятие, трещины разгара	Смятие, изгиб, износ, трещины разгара

Исследование теплостойкости [9 - 14] проводили на стандартных штамповых 5ХНМ, 5Х3В3МФС и быстрорежущих сталях обычного Р6М5Ф3, Р6М5К5 и порошкового способа производства Р6М5Ф3-МП, Р6М5К5-МП, а также штамповых сталей в литом состоянии с разным характером кристаллизации: с перитектикой – 5ХНМЛ и с эвтектикой в виде ликвационных участков – 5Х3В3МФСЛ, 3Х4МНФСЛ, 4Х4МНФСЛ и 5Х4МНФСЛ.

Некоторые характерные микроструктуры штамповых и быстрорежущих сталей для литого, ковального и порошкового способов производства приведены на рис. 1.

Характеристические температуры, разделяющие области холодной и теплой, теплой и горячей пластической деформации определяли при стандартных серийных высокотемпературных испытаниях образцов при статическом и динамическом изгибе в интервале температур от 20⁰С до Ас₁.

Характеристические температуры, разделяющие области холодной и теплой пластической деформации в быстрорежущих и штамповых сталях для холодного деформирования в состоянии высокой твердости и прочности, в интервале температур от 20⁰С до Ас₁ обнаруживаются по смене механизма разрушения (рис. 2) при рассмотрении поверхности излома образцов в растровом электронном микроскопе (РЭМ); когда хрупкое разрушение сколом (ручьистый узор) переходит в вязкое разрушение (чашечный узор).

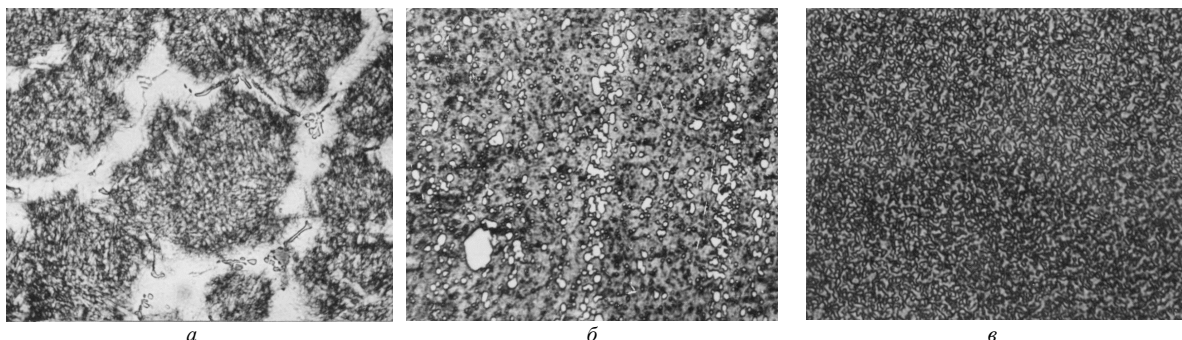


Рис. 1. Микроструктуры литой штамповой стали 5Х4МНФСЛ (а) и быстрорежущих сталей Р6М5Ф3 и Р6М5Ф3-МП (б и в) обычного и порошкового способов производства, соответственно (x 600)

В работах [9 - 11] показано, что рекристаллизация может совершаться за время соизмеримое со временем технологического процесса обработки металлов давлением, и даже в процессе механических испытаний. Поэтому характеристические температуры, разделяющие области теплой и горячей пластической деформации в штамповых сталях для горячей деформирования при разных температурах отпуска определяли при проведении стандартных серийных высокотемпературных испытаний в интервале температур от 20⁰С до Ас₁ на ударную вязкость, которая при температуре смены механизма деформации, т. е. при Т_{нр} в исследуемых сталях резко повышается (рис. 3).

Исследованиями характеристических температур, разделяющих области холодной и теплой, теплой и горячей пластической деформации установлено, что теплостойкость, определяемая по твердости 58 HRC и 40 HRC, находятся в одной и той же области температур структурной нестабильности, т.е. теплой пластической деформации.

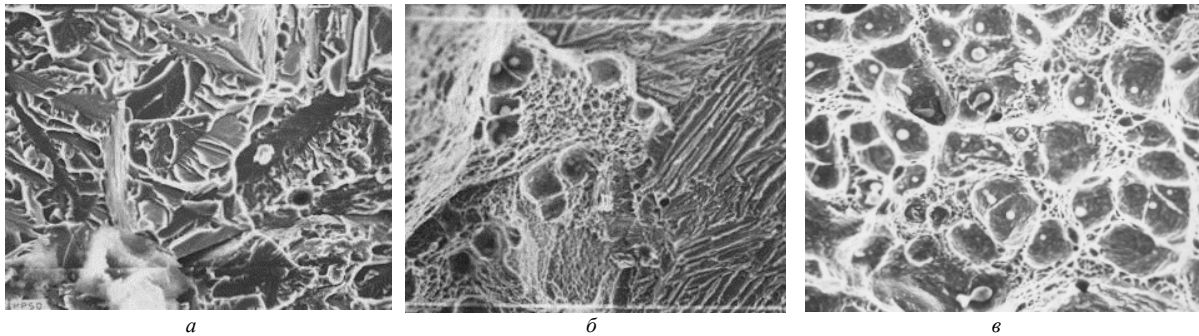


Рис. 2. Структура поверхности разрушения образцов стали 5X3B3MFC.L (РЭМ) отпуск при температуре 580°C, x1000 [10]
 а – хрупкое разрушение по границам и телу дендритов при температуре испытания 25°C.; б – хрупко-вязкое разрушение при температуре испытания 500°C; в - вязкое разрушение по границам и телу дендритов при температуре испытания 650°C

При этом, T_{58} – определяет способность сохранять режущие свойства рабочих частей инструмента, при твердости не ниже 58 HRC, а T_{40} – определяет способность противостоять смятию гравюры штампа в условиях высоких удельных давлений и высоких температур, близких к температурам динамической рекристаллизации, при твердости не ниже 40 HRC. Отсюда довольно четко прослеживается возможность, универсального применения одной и той же марки стали, как для инструментов холодной, так и для инструментов горячего деформирования. Что позволяет при отсутствии необходимой марки инструментальной стали произвести замену на имеющуюся в производстве. Для этого, при изготовлении режущих и штамповых инструментов для холодной обработки металлов следует руководствоваться получением высокой прочности и твердости при термической обработке, а при изготовлении штамповых инструментов для горячего деформирования получением термически стабильной структуры, а не достижением максимального упрочнения. При этом минимальный предел текучести материала инструмента при его рабочей температуре должен быть в 2,0 – 2,5 раза выше предела текучести деформируемого материала [4, 7].

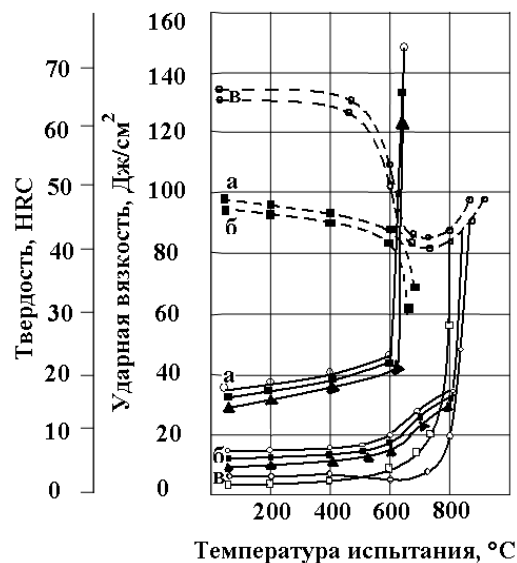


Рис. 3. Изменение ударной вязкости и твердости HRC от температуры испытания кованой 5X3B3MFC (а), литой стали 5X3B3MFC.L (б) и быстрорежущих сталей (в) P6M5F3 (○) и P6M5K5 (□) [10] твердость HRC; — ударная вязкость, Дж/см²;
 температура отпуска: ▲ – 580°C; ■ – 620°C; ● – 660°C

На основании анализа экспериментальных и расчетных данных в табл. 2 показано влияние легирования, структурного состояния матрицы сталей (твердого раствора, пересыщенного твердого раствора и эвтектоида) различных марок и способов их производства на теплостойкость, которую определяли по стандартной методике и температурах начала их рекристаллизации. Для корректного сравнения теплового разупрочнения разных сталей температура начала рекристаллизации выражена в гомологических температурах, т. е. отношения температуры начала рекристаллизации к температуре их фазового превращения: $\alpha = T_{nr} / A_{c1}$.

В кованой стали невысокой теплостойкости с матрицей типа твердых растворов (5XHM), температура начала рекристаллизации равна $\sim 0,77 \cdot A_{c1}$;

В кованой теплостойкой стали с матрицей типа пересыщенных твердых растворов (5Х3В3МФС), упрочняемой в результате дисперсионного твердения, температура начала рекристаллизации равна $\sim 0,82 \cdot A_{c1}$;

Таблица 2

Влияние легирования и способа производства на склонность к разупрочнению инструментальных сталей [10]

№ пп	Марка стали	Критические точки, °С		Теплостойкость, °С		Температура начала рекристаллизации, °С		Коэфф. разупрочнения T_{nr} / A_{c1}	
		A^*_{c1}	A_{c1}	HRC58	HRC40	T_{nr}	T^*_{nr}	$\alpha_{расч}$	$\alpha^*_{рас}$
1	5ХНМЛ		740	-	550	550	-	0,75	-
2	5ХНМ кованая		738	-	570	570	-	0,77	-
3	3Х4МНФСЛ	709	792	-	630	630	660	0,80	0,93
4	4Х4МНФСЛ	698	782	-	630	630	660	0,81	0,94
5	5Х4МНФСЛ	715	805	-	635	640	660	0,79	0,92
6	5Х3В3МФСЛ	821	805	-	645	650	780	0,80	0,95
7	5Х3В3МФС кованая	-	818	-	670	670	-	0,82	-
8	Р6М5Ф3	-	835	630	780	800	-	0,95	-
9	Р6М5К5	-	823	630	780	780	-	0,94	-
10	Р6М5Ф3-МП	-	820	630	780	630	-	0,76	-
11	Р6М5К5-МП	-	820	630	780	630	-	0,76	-

A^*_{c1} , $\alpha^*_{расч}$ и T^*_{nr} – температура фазового превращения, коэффициент разупрочнения и температура начала рекристаллизации в ликвационных участках литых сталей.
 A_{c1} , $\alpha_{расч}$ и T_{nr} – температура фазового превращения, коэффициент разупрочнения и температура начала рекристаллизации в кованных, порошковых сталях и в теле зерна литых сталей.

В литейных штамповых сталях 5Х3В3МФСЛ, 5Х4МНФСЛ, 4Х4МНФСЛ обнаружены два порога теплового разупрочнения, соответствующие смене механизмов деформации, в теле дендритов (T_{nr}) и в ликвационных участках (T^*_{nr}) (табл. 2). По структурному состоянию литейные штамповые стали представляют собой естественные композиционные материалы. Теплостойкость литейной штамповой стали 5Х3В3МФСЛ равна $T_{40} = 645$ °С. Кованой стали 5Х3В3МФС - $T_{40} = 670$ °С. В то время как, работоспособность кованой стали 5Х3В3МФС 2 раза ниже, чем литой 5Х3В3МФСЛ. Это связано с тем, что твердость не учитывает ликвацию легирующих элементов (физического смысла не имеет). Поэтому определение теплостойкости по принятой стандартной методике в литейных штамповых сталях некорректно.

В быстрорежущих сталях Р6М5Ф3 и Р6М5К5 обычного металлургического способа производства с матрицей типа эвтектоидного состава, температура начала рекристаллизации равна $\sim 0,96 \cdot A_{c1}$;

В быстрорежущих сталях Р6М5Ф3-МП и Р6М5К5-МП порошкового способа производства с матрицей типа эвтектоидного состава с микрокристаллической структурой, температура начала рекристаллизации равна $\sim 0,76 \cdot A_{c1}$, т. е. соответствуют классу сталей с твердорастворным упрочнением и невысокой теплостойкостью, у которых $\alpha_{экср} \sim 0,77$. При их равной теплостойкости $T_{40} = 780$ °С, определяемой по стандартной методике на твердость 40 HRC.(табл. 2). В этом случае показатель твердости не учитывает влияния легирования, характер распределения и дисперсность фаз.

При этом, следует отметить также и положительную отличительную особенность в свойствах быстрорежущих сталей Р6М5Ф3-МП и Р6М5К5 МП порошкового способа производства, имеющих довольно широкий интервал температур горячей пластической деформации в α – фазе (феррите) от T_{nr} до A_{c1} равный: $\Delta T = A_{c1} - T_{nr} = 190$ °С, в котором они имеют сверх высокую пластичность, что дает возможность в перспективе ковать и прокатывать эти материалы на промышленном оборудовании до тонких сечений без промежуточных отжигов [15].

Выводы.

1. Разработана и обоснована методика оценки теплового разупрочнения инструментальных сталей для холодной обработки металлов и штамповых сталей для горячего деформирования в основу которой положены высокотемпературные сериальные испытания при статическом и динамическом изгибе в интервале температур от 20⁰С до температуры фазовых превращений Ас₁.

2. Установлена взаимосвязь между механизмами пластической деформации, структурным состоянием матрицы и технологическими процессами обработки металлов давлением. Основным объединяющим критерием при этом является массоперенос в α – фазе (феррите), который совершается на макро- и микроскопическом уровне и определяет изменение термодинамического состояния матрицы в процессе пластического течения под действием внутренних напряжений, так как внешние напряжения лишь направляют деформацию.

3. Определены температурные границы характеризующие в интервале температур от 20⁰С до температуры фазовых превращений Ас₁ разные условия эксплуатации: холодной, теплой и горячей пластической деформации, и, соответственно, обуславливающие изменение структурного состояния, вида повреждаемости и разупрочнения деформированных объемов материала штамповых инструментов.

4. Показано, что ресурс работы штампового инструмента в процессе горячей обработки металлов давлением, до выхода его со строя, обусловлен предисторией и структурным состоянием матрицы стали, определяется характером необратимых структурных изменений в зоне термического влияния, различные поверхностные слои которой работают в области теплой и горячей пластической деформации.

5. Показаны возможные пути практического использования установленных закономерностей не только при создании новых и выборе существующих марок инструментальных сталей, но и при разработке технологических процессов термической обработки и обработки металлов давлением.

Список литературы.

1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. / М.: Металлургия, 1983, с. 537
2. Гуляев А.П. Теория предельного легирования. // МиТОМ, №8, 1965 – с. 20-25.
3. Кремнев Л.С., Брострем В.А. Теплостойкость инструментальных сталей и сплавов. // МиТОМ, №3, 1973, - с. 46 – 51.
4. Позняк Л.А.,Скрынченко Ю.М.,Тишаев С.И. Штамповые стали. / М.: Металлургия, 1980, с.343.
5. Справочник по инструментальным сталям. // Под общей ред. Ю. Ф. Тернового // г. Харьков, «Металика», 2008,- с. 224.
6. Скрынченко Ю.М., Соколюк К.Ю. О критериях оценки работоспособности порошковых быстрорежущих сталей. // Теория и технология формирования и спекания, Киев: ИПМ НАН Украины, 1985. – с. 134 - 140
7. Коростылев В.Ф., Куниловский В.В., Латц В.В., Сомин Е.Е. Разупрочнение штамповых сталей при циклическом температурно-силовом воздействии. / В кн.: Вопросы оборонной техники. Серия ХУІ, Вып. 82, 1977. – с. 32 – 38.
8. Бабурин И.Н., Иванов А.И., Краснов Ю.Н., Федотов А.Ф. и др. Исследование влияния скорости штамповки на температурно-силовой режим инструмента при высокоскоростном выдавливании. // КШП, 1980, №10, - с. 12-13.
9. лияние структурных и фазовых состояний на ударную вязкость штамповых сталей. / Позняк Л.А., Ульшин В.И. и др.// Физика прочности: Тез., конф.,Черновцы, 1985.–с. 102–104.
10. лшин В.И. Разработка экономнолегированной стали для литого штампового инструмента горячего деформирования.// Автореферат диссертации на соиск. уч. степени канд. техн. наук, - Киев 1988, -с. 18.
11. озняк Л.А., Ульшин В.И. К вопросу о теплостойкости штамповых сталей для горячего деформирования. // Разработка, производство и применение инструментальных материалов, Киев, ИПМ АН УССР, 1987, - с. 55-57.
12. лшин В.І. Формування стабільної структури литої штампової сталі в процесі відпуску. // Металознавство та обробка металів. №1, 1995, с. 14-21.
13. собенности термической обработки штамповой литой стали для горячего деформирования. / Позняк Л.А., Ульшин В.И., Камалов В.З. и др.// Новые технологии материалов в тяжелом машиностр.- Киев: ИЭС им. Е.О. Патона АН УССР, 1987, с. 35-40.
14. лшин В.И. О влиянии дендритной ликвации на механические и эксплуатационные свойства штамповых сталей для горячего деформирования. // В сб.: Структура и методы исследования легированных сталей. Тезисы докладов. ИПЛ НАНУ г. Киев, 1991 г, с. 21
15. Гогаев К.А., Ульшин В.И. Определение температурного интервала деформирования порошковых инструментальных сталей // Порошковая металлургия, 2004г., № 11/12.