

С.В.Бобыр, Г.В.Левченко, Е.Г.Дёмина, В.Л.Плюта, Д.В.Лошкарёв

ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВО-СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ОТПУСКЕ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ШТАМПОВ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Изучены особенности фазовых и структурных превращений при отпуске низколегированных сталей 20ХФ и 15ХСТ, применяемых для штампов горячего деформирования. Установлено, что при продолжительности отпуска (6500С) 60 – 240 минут сталь 15ХСТ, по сравнению со сталью 20ХФ, является более устойчивой к процессам разупрочнения и обеспечивает стабильный уровень твёрдости и ударной вязкости.

низколегированная сталь, горячее деформирование, структурообразование, твердость, вязкость

Современное состояние вопроса. Окончательный комплекс свойств сталь для изготовления штампов горячего деформирования приобретает после термической обработки: закалки и отпуска – весьма ответственных и сложных операций, особенно если принять во внимание большой размер изделия. Режим отпуска и соответствующую рабочую твёрдость выбирают на основании практических данных о стойкости штампов, отпущенных при разных температурах [1]. Повышение твёрдости стали, как показано в работах [2,3], приводит к снижению термоциклической стойкости штампов в условиях интенсивного охлаждения. Поэтому отпуск стали должен, с одной стороны, обеспечить необходимую твёрдость стали, с другой стороны, обеспечить высокую её стойкость по отношению к термоциклическому воздействию.

В результате ранее выполненных исследований [4,5] установлено, что определённые добавки хрома и титана повышают термоциклическую стойкость стали. Выявлено, что снижение содержания углерода в составе стали положительно влияет на её термоциклическую стойкость [2–5]. Поэтому в качестве материала для исследования были выбраны сталь 20ХФ и новая сталь 15ХСТ. По своему назначению эти низколегированные стали не являются штамповыми. Однако их применение для изготовления штампов горячего деформирования в условиях интенсивного охлаждения может способствовать повышению стойкости и являться экономически целесообразным.

Цель работы заключалась в анализе особенностей структурообразования, происходящих при отпуске низколегированных сталей 20ХФ и 15ХСТ для штампов горячего деформирования.

Материал и методика исследований. Химический состав образцов низколегированных сталей 20ХФ и 15ХСТ представлен в табл.1. Термическая обработка: закалка от температуры 900⁰С и отпуск при нагреве до

650⁰С выполнены в лабораторных условиях в муфельной печи Л 120 производства VEB Elektro Bad Frankenhausen (DDR).

Таблица 1. Химический состав исследованных сталей

Марка стали	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

Температуру в рабочем пространстве печи регулировали хромель-алюмелевой термопарой по показаниям вольтметра (МПП–254М). Изучение кинетики фазово–структурных превращений при отпуске выполнено методом дифференциального термического анализа на том же оборудовании. В качестве эталона использована хромель–алюмелевая термопара, которая помещалась в печь вместе с образцом и не испытывала фазово–структурных превращений в исследуемом интервале температур. Разность температур между образцом и эталоном фиксировали с помощью потенциометра КСП-4. Нагрев образцов в печи моделировал скорости нагрева массивных штампов до температуры отпуска.

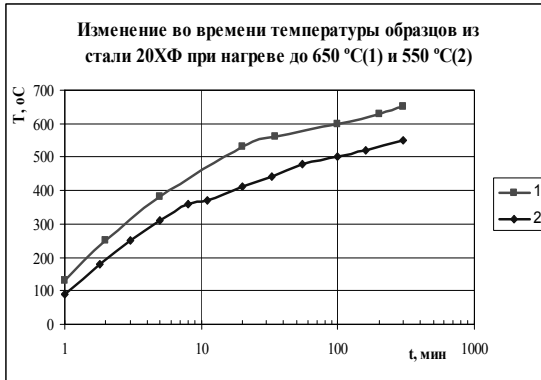
Металлографический анализ выполнен на оптическом микроскопе «Axiovert 200 M MAT» производства фирмы «Carl Zeiss» в программе «AxioVision 4.6.3». Рентгенодифрактометрический анализ выполнен на анализаторе ДРОН-2.0 в медном К α – излучении. Измерения твёрдости выполнены в соответствии с ГОСТ 9012 (нагрузка 750 кГ, диаметр шарика 5,0 мм, время выдержки под нагрузкой 10 сек). Значения ударной вязкости определены на образца типа I в соответствии с ГОСТ 9454.

Результаты исследований. В работе изучена кинетика фазово–структурных превращений при отпуске стали 20ХФ методом дифференциально-термического анализа (ДТА) (рис.1).

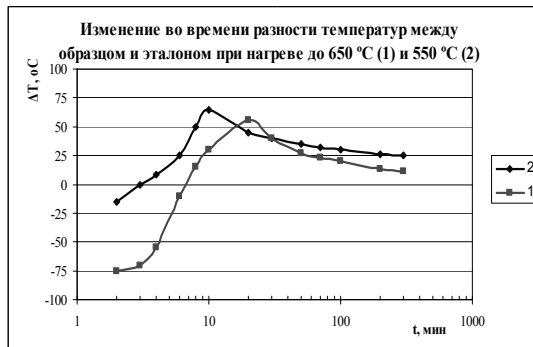
Сущность метода заключается в измерении разностей температур между исследуемым и эталонным образцами при их одновременном и идентичном нагреве (охлаждении). В качестве эталонного образца используется инертное вещество с близкими к исследуемому веществу значениями теплоёмкости и теплопроводности, которое в исследуемом диапазоне температур не испытывает никаких структурных и фазовых изменений. Таким образом, возникающая при одновременном нагреве (охлаждении) исследуемого и эталонного образцов разность температур между ними обуславливается эндо- или экзотермическими превращениями или реакциями в исследуемом образце [6,7].

В начальный период нагрева эталон (термопара) разогревался быстрее, чем образец, что характеризовалось отрицательными значениями ΔT на кривой ДТА (рис.1,б). Прямолинейный ход кривых нагрева в полулогарифмических координатах до температуры 350⁰С свидетельствует о

малом выделении тепла в образцах (рис.1,а). Это согласуется с данными работ [8,9] о незначительности теплового эффекта при 50...200⁰С в сталях с менее 0,2 % С и отсутствии первой стадии распада мартенсита. В соответствии с этим, в стали 20ХФ в процессе закалки образуются структуры феррито–троостито-бейнитного типа (рис.2,а).



а)



б)

Рис.1. Результаты дифференциального термического анализа образцов стали 20ХФ.

Вторая стадия распада игольчатых структур выявляется при температуре отпуска выше 250⁰С [10]. Тепловой эффект на этой стадии отпуска имеет максимальное значение в интервале температур 370...400⁰С при нагреве образцов стали до 550⁰С, время превращения – 8...20 мин (кривая 2 на рис.1,а). Вероятно, в этом температурном интервале происходит нарушение когерентности решётки карбидов легированного цементита и решётки α-фазы с образованием границы раздела.

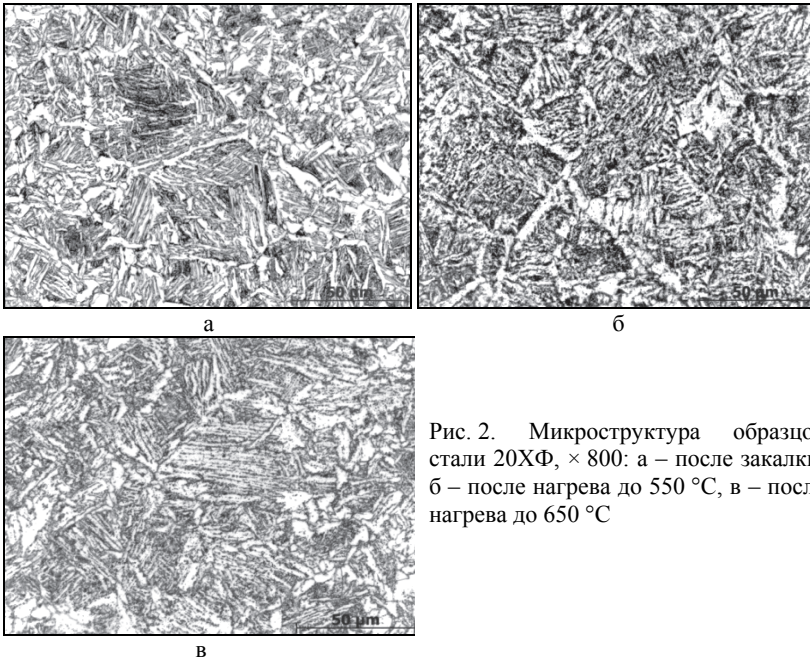


Рис. 2. Микроструктура образцов стали 20ХФ, $\times 800$: а – после закалки, б – после нагрева до 550 °С, в – после нагрева до 650 °С

Тепловой эффект в интервале температур отпуска 400...600⁰С связан с так называемым третьим превращением при отпуске. Основные изменения структуры в этом интервале температур можно разделить на три группы [11]. К первой группе относятся процессы, идущие в α -фазе. Значительный интерес представляет изменение размеров блоков субструктуры и величины микроискажений кристаллической решетки стали. Ко второй группе относятся процессы, происходящие в карбидной фазе. Начиная с температуры отпуска 350⁰С происходит интенсивный рост карбидных частиц, а в некоторых сталях имеют место и карбидные превращения [10–12]. К третьей группе принадлежат процессы выделения из α -твёрдого раствора новых фаз (нитридов, карбидов, фосфидов) по границам зёрен и блоков.

В стали 20ХФ третье превращение при отпуске происходит в интервале температур 520...570⁰С, время превращения – 17...30 мин (кривая 1 на рис.1,а). При этом максимум теплового эффекта данном интервале температур уже связан с выделением из α -твёрдого раствора новой фазы – карбида ванадия. При температуре отпуска в интервале от 570 до 650⁰С в микроструктуре стали продолжается процесс выделения карбида ванадия, сфероидизации и начальной стадии коагуляции частиц легированного цементита, наблюдается аннигиляция границ между ферритными пластинами бейнита (рис.2,в).

Процессы, происходящие в стали с выделением тепла, затухают при времени выдержки 100 мин. При дальнейшей выдержке на 4-ой стадии отпуска происходит равномерный нагрев образцов до температуры отпуска. Карбидообразующие элементы (Cr, V, Ti), присутствующие в анализируемых сталях, существенно уменьшают скорость коагуляции карбидов, коэффициент диффузии углерода в феррите и замедляют процесс распада игольчатых структур [12,13].

Таким образом, изучение кинетики фазово–структурных превращений при отпуске стали 20ХФ позволило определить температурные и временные интервалы основных стадий фазово–структурных превращений в образцах данной стали. Поскольку сталь 20ХФ легирована хромом и ванадием, температуры этих превращений более высокие по сравнению углеродистой сталью [10–13].

В работе установлено изменение твёрдости и ударной вязкости образцов из исследуемых сталей 20ХФ и 15ХСТ в зависимости от продолжительности отпуска (рис.3). Образцы из исследуемых сталей подвергали термической обработке: закалке в масле от температуры 900⁰С (время выдержки 1 час) и отпуску при температуре 650⁰С. Продолжительность отпуска изменяли от 11 до 240 минут.

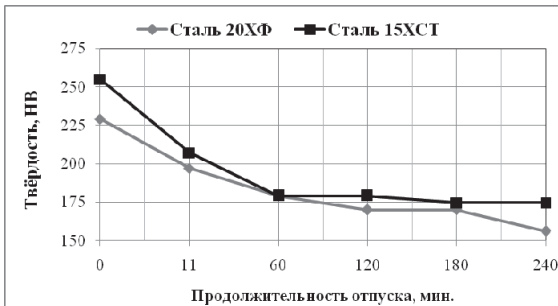


Рис.3. Влияние продолжительности отпуска при температуре 650⁰С на изменение твёрдости образцов из сталей 20ХФ и 15ХСТ

Микроструктура этих сталей после закалки в масле от температуры 900⁰С состоит из бейнита, тонкодифференцированного перлита и доэвтектоидного феррита. Несмотря на то, что в микроструктуре стали 15ХСТ объёмная доля бейнита на 28,5 % меньше (табл.2), чем в микроструктуре стали 20ХФ, сталь 15ХСТ имеет более высокую твёрдость.

Таблица 2. Фазовый состав образцов исследуемых сталей после закалки в масле от температуры нагрева 900⁰С

Марка стали	Объёмная доля фаз, %		
	феррит	перлит	бейнит
20ХФ	8,5	6,5	85,0
15ХСТ	11,5	32,0	56,5

. Это результат легирования кремнием, который имеет отличную от Fe_α кристаллическую решётку и является более интенсивным упрочнителем стали по сравнению с хромом и ванадием, решётки которых изоморфны с Fe_α [14].

Наиболее интенсивное разупрочнение исследуемых образцов происходит за первые 60 минут отпуска. Уровень твёрдости обеих сталей понижается до 180 НВ. С увеличением продолжительности отпуска твёрдость стали 20ХФ снижается, особенно после 180 минут (3 часов). Уровень твёрдости стали 15ХСТ остаётся стабильным и составляет 175 НВ даже при самой длительной выдержке 240 минут (4 часа).

На рис.4 показано, что наиболее интенсивный рост ударной вязкости исследуемых образцов происходит за первый час отпуска. При дальнейшем увеличении продолжительности отпуска уровень ударной вязкости изменяется не существенно. Некоторое снижение ударной вязкости после 2 часов при температуре отпуска 650°C в образцах обеих сталей может быть связано с процессом коагуляции карбидов легированного цементита.

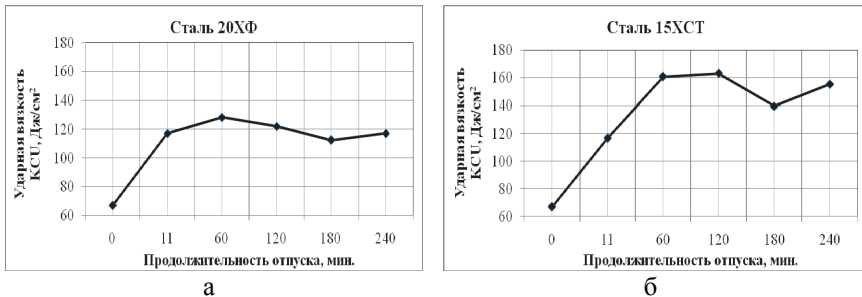


Рис.4. Влияние продолжительности отпуска при температуре 650°C на изменение ударной вязкости образцов из сталей 20ХФ (а) и 15ХСТ (б).

Следует отметить, что сталь 15ХСТ, за счёт микролегирования титаном, обладает более высоким уровнем ударной вязкости по сравнению со сталью 20ХФ. Карбонитриды $Ti(C,N)$ не растворяются в аустените и препятствуют росту аустенитных зёрен при высоких температурах нагрева и блоков тонкой структуры во время отпуска [15,16]. Ванадий в процессе отпуска стали 20ХФ более интенсивно выделяется в виде карбидов. При температуре 650°C одновременно с выделением и коагуляцией карбидов происходит уменьшение величины микроискажений кристаллической решетки α -фазы (рис.5), а также увеличение размеров блоков тонкой структуры. Поскольку ударная вязкость резко реагирует на изменение структурного состояния материала, то её более низкие значения в образцах стали 20ХФ, вероятно, связаны с изменением параметров тонкой структуры.

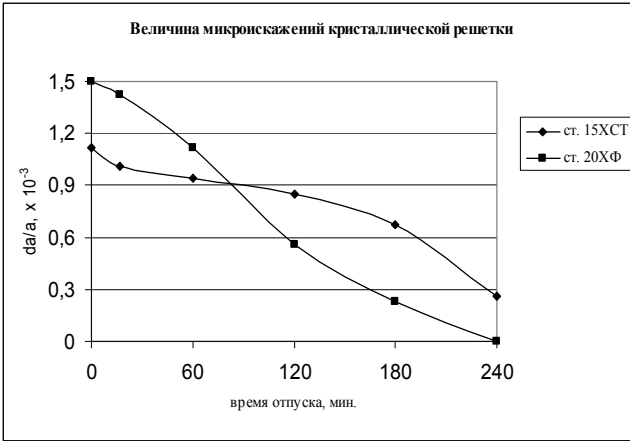


Рис. 5. Зависимость величины микроискажений кристаллической решетки α -фазы сталей 20ХФ и 15ХСТ от продолжительности отпуска при температуре 650 °С.

Сталь 20ХФ имеет после закалки более высокий уровень микроискажений кристаллической решетки α -фазы, чем сталь 15ХСТ. В процессе отпуска величина микроискажений кристаллической решетки α -фазы стали 20ХФ снижается более интенсивно, чем стали 15ХСТ. Это подтверждает высказанное предположение о выделении ванадия из твёрдого α -раствора в виде карбидов. При этом твёрдость образцов стали 20ХФ снижается более интенсивно, чем твёрдость образцов стали 15ХСТ (см. рис. 3).

Соответственным образом происходит и изменение параметра кристаллической решётки α -фазы этих сталей (рис. 6).

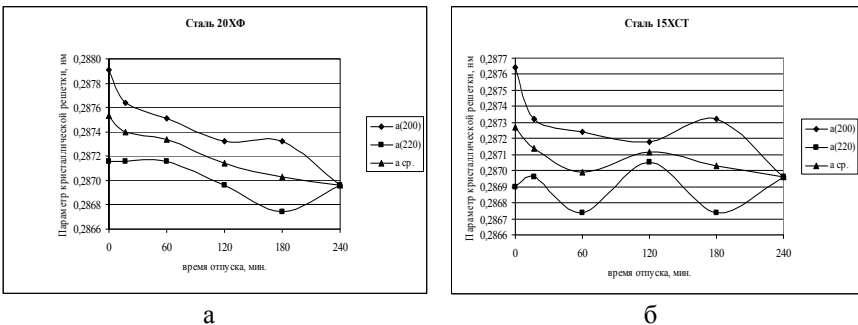


Рис. 6. Зависимость значений параметров кристаллической решетки α -фазы сталей 20ХФ (а) и 15ХСТ (б) от времени отпуска при температуре 650°С.

Сталь 20ХФ имеет большее значение этого параметра в закалённом состоянии, чем сталь 15ХСТ. После 4-х часов отпуска при температуре 650°С параметры кристаллической решетки α -фазы этих сталей имеют одинаковое значение. Следовательно, термическая стабильность стали 15ХСТ выше, чем стали 20ХФ.

Таким образом, на основании выполненных исследований рекомендовано снизить продолжительность отпуска штампов горячего деформирования из сталей 20ХФ и 15ХСТ до 60 – 120 минут (1 – 2 часа).

Выводы.

1. Изучены особенности фазово-структурных превращений при отпуске низколегированных сталей 20ХФ и 15ХСТ. Показано, что в микроструктуре стали 20ХФ процесс выделения легированного цементита происходит в интервале температур 370 – 400⁰С, начало выделения карбида ванадия – 520 – 570⁰С. Выявлено, что при температуре отпуска 650⁰С в микроструктуре стали 20ХФ происходят следующие превращения: сфероидизация и начальная стадия коагуляции частиц легированного цементита, а также аннигиляция границ между ферритными пластинами бейнита.

2. Исследовано влияние продолжительности отпуска при температуре 650⁰С на параметры тонкой структуры и механические свойства сталей 20ХФ и 15ХСТ. Установлено, что сталь 15ХСТ является более устойчивой к процессам разупрочнения, чем сталь 20ХФ, и обеспечивает стабильный уровень твёрдости и ударной вязкости при продолжительности отпуска (650⁰С) 60 – 240 минут.

3. Рекомендовано сократить продолжительность отпуска штампов горячего деформирования из низколегированных сталей 20ХФ и 15ХСТ до 120 минут (2 часов).

1. *Гуляев А.П.* Металловедение. – М.: Металлургия, 1977. – 646 с.
2. *Штампы для горячего деформирования металлов.* / М.А.Тылкин, Д.И.Васильев, А.М.Роголёв и др. – М.: Высшая школа, 1977. – 496 с.
3. *Тылкин М.А.* Справочник термиста ремонтной службы. – М.: Металлургия, 1981. – 648 с.
4. *Влияние микролегирования на структуру и термоциклическую стойкость низколегированных штамповых сталей.* / Г.В.Левченко, С.В.Бобырь, Е.Г.Дёмина, С.А.Здоровец, Я.Ю.Якименко. // МтОМ: Наук. Та інф. Бюл. ПДАБТА. – №1. – 2008. – С.51–57.
5. *Влияние комплексного легирования на структуру и стойкость штампов из низколегированных сталей.* / С.В.Бобырь, Г.В.Левченко, Е.Г.Дёмина, Д.В.Лошкарёв // *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии.* – Вып. 22. – 2010. – С.213–220.
6. *Черепин В. Т.* Экспериментальная техника в физическом металловедении. – К.: Техніка, 1968. – 280 с.
7. *Дифференциально-термический анализ и технологии термической обработки.* / А.П.Клименко, А.И.Карнаух, А.И. Буря, В.И.Сыгар. – Дн-ск: Пороги, 2008. – 322 с.
8. *Стародубов К.Ф., Борковский Ю. З.* Изменение физических свойств низкоуглеродистой стали, в зависимости от скорости охлаждения при закалке и температуры последующего отпуска. // *Металловедение и термическая обработка стали и чугуна.* Сб. научн. трудов. – Киев: Изд-во АН УССР, 1961. – С.50–59.

9. *Металловедение* и термическая обработка стали: Сп-к в 3-х т. / Под ред. М. Л. Бернштейна, А. Г. Рахштадта. Основы термической обработки. – М.: Металлургия, 1995. – Том 2. – 336 с.
10. *Богачёв И.Н., Пермяков В.Г.* Отпуск закаленной стали. – М.: Машгиз, 1950. – 119 с.
11. *Стародубов К.Ф.* Исследование процессов, происходящих при отпуске закаленной стали в интервале температур 300-500⁰С // *Металловедение и термическая обработка стали и чугуна*. Сб. научн. трудов. – Киев: Изд-во АН УССР, 1961. – С.3–10.
12. *Бокштейн С.З.* Структура и механические свойства легированной стали. – М.: Металлургиздат, 1954. – 279 с.
13. *О кинетике* отпуска мартенсита в высокоуглеродистых сталях, микролегированных ванадием. / М.Ф.Евсюков, Г.В.Левченко, Е.Г.Дёмина, П.Д.Грушко. // *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*. – 2010. – Вып.22. – С.235–244.
14. *Материаловедение*. / Б.Н.Арзамасов, В.И.Макарова, Г.Г.Мухин и др. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001. – 648 с.
15. *Гольдштейн Я.Е., Мизин В.Г.* Модифицирование и микролегирование чугуна и стали. – М.: Металлургия, 1986. – 272 с.
16. *Научные и технологические основы микролегирования стали*. / В.Л.Пилошенко, В.А.Вихлевщук, С.В.Лепорский, А.М.Поживанов. – М.: Металлургия, 1994. – 384 с.

*Статья рекомендована к печати
докт.техн.наук, проф. В.В.Парусовым*

С.В.Бобирь, Г.В.Левченко, К.Г.Дьоміна, В.Л.Плюта, Д.В.Лошкарьов
**Особливості фазово-структурних перетворень під час відпускання
низьколегованих сталей для штампів гарячого деформування**

Метою роботи є аналіз особливостей структурних перетворень при виробництві низьколегованих сталей 20ХВ та 15 ХСТ для штампів гарячого деформування. Виявлено особливості фазово-структурних перетворень під час відпускання низьколегованих сталей 20ХФ та 15ХСТ для штампів гарячого деформування. Встановлено, що сталь 15ХСТ є більш стійкою до процесів знеміцнювання, ніж сталь 20ХФ, і забезпечує стабільний рівень твердості та ударної в'язкості при тривалості відпускання (650⁰С) 60 – 240 хвилин.