

ISSN 2091-5527
№ 1/2025

Ўзбекистон

Kompozitsion **M**ateriallar

Ilmiy-texnikaviy va amaliy jurnali



Ўзбекский научно-технический и производственный журнал
Композиционные материалы

ОПТИМИЗАЦИЯ ХАРАКТЕРИСТИК БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ С ПОМОЩЬЮ ТЕРМООБРАБОТКИ И ЖИДКОГО АЗОТИРОВАНИЯ

Шукуров Ш.Т.

Ташкентский государственный технический университет им. И.А. Каримова

Аннотация. В статье представлен исследовательский материал по технологии термической обработки режущего инструмента из быстрорежущих сталей. Показано влияние количества отпусков стали на процент остаточного аустенита и механические свойства стали. Рассмотрена возможность дополнительного упрочнения быстрорежущих сталей с помощью технологии жидкостного азотирования, позволяющая получать на поверхности режущего инструмента карбонитридный слой высокой твердости.

Ключевые слова: закалка, отпуск, быстрорежущая сталь, твердость, прочность на изгиб, жидкостное азотирование.

Введение. Известно, что окончательной целью термической обработки и различных схем упрочнения режущих инструментов является получение необходимого уровня твердости, теплостойкости и износостойкости. Нагрев под закалку быстрорежущих сталей чаще всего проводится в соляных ваннах. При этом крупногабаритный инструмент, например, фрезы, нуждается в предварительном подогреве до температур 800-850 °С. Фрезы рекомендуется закалывать с нижнего интервала температур, и температурные колебания самой ванны не должны превышать ± 5 °С. Выдержка при температуре нагрева должна быть выбрана так, чтобы гарантировать растворение карбидных фаз с целью избежания роста аустенитного зерна [1].

После закалки осуществляется контроль твердости. Процесс отпуска полученной мартенситной структуры осуществляется сразу после закалки во избежание стабилизации остаточного аустенита. Для сталей Р6М5 и Р9Ф5 отпуск может осуществляться в диапазоне температур 550-580 °С. Выдержка проводится три раза по 1 часу в указанных интервалах температур. Такой вид отпуска проводится для полного превращения остаточного аустенита в мартенсит. Таким образом, количеством проведенных отпусков можно регулировать содержание остаточного аустенита и, соответственно, регулировать твердость закаленного инструмента. Обычно последний отпуск могут совмещать с процессами азотирования и цианирования с целью придания поверхности инструмента повышенной твердости. После отпуска следует контроль твердости с последующей заточкой и шлифовкой. Иногда для снятия возникающих напряжений, полученных инструментом после шлифовки и заточки, проводят низкотемпературный отпуск (200-300 °С).[3]

Как уже известно, особенностью фрезерования является прерывистость резания, в результате которой каждый зуб фрезы

испытывает максимальную нагрузку. Это может привести к скалыванию режущей части зуба фрезы, что в целом сказывается на износостойкости и производительности фрезы. То есть, наряду с высокой твердостью, фрезы должны обладать необходимым уровнем прочности и ударной вязкости. В структуре термически обработанной быстрорежущей стали на уровень твердости и ударной вязкости влияет процентное содержание остаточного аустенита.

Методика исследований. В настоящее время наиболее широко используемыми материалами для режущего инструмента являются быстрорежущие стали, сочетающие в себе высокую твердость, прочность и теплостойкость. По степени легированности быстрорежущие стали приближены к максимальной возможности по содержанию легирующих элементов. В начале использования этих сталей наиболее распространёнными являлись стали марок Р9, Р18. Однако с увеличением стоимости основного легирующего элемента вольфрама появились марки быстрорежущих сталей с меньшим содержанием вольфрама и дополнительно легированные другими тугоплавкими элементами. Наибольшее распространение получили марки быстрорежущих сталей типа Р6М5, Р6М3, Р6М5К5, Р9Ф5, где дополнительными легирующими элементами являются молибден, ванадий, кобальт. В связи с этим в качестве объектов исследования были выбраны две марки быстрорежущих сталей Р6М5 и Р9Ф5.

Сталь марки Р6М5 является наиболее распространённой маркой быстрорежущих сталей. Сталь марки Р9Ф5 была выбрана ввиду того, что режимы термической обработки этой стали практически идентичны режимам термической обработки стали Р6М5. Кроме того, легирующий элемент ванадий и его карбид хорошо растворяются в аустените и после отпуска обладают эффектом дисперсионного

твердения за счет образования мелкодисперсных карбидов и нитридов при проведении операции азотирования. [2]

Таблица 1

Химический состав исследованных сталей

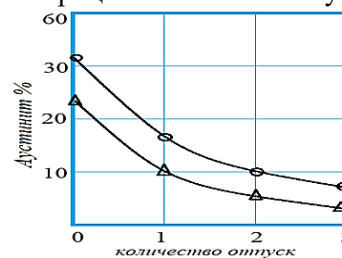
Марки стали	C	Mn	Si	W	Me	V	Cr
P6M5	0,88	1.4	0.3	6.0	5.0	1.0	4.0
P9Ф5	1,4	0.4	0.4	9.5	4.0	1.7	5.5

Для осуществления предлагаемой технологии были подготовлены образцы сталей P6M5 и P9Ф5. Образцы стали представляли собой цилиндры, вырезанные из прутков стали диаметром 20 мм и толщиной от 5 до 10 мм. Для испытаний на ударную вязкость по ГОСТ 7564-97 и предел прочности на изгиб по ГОСТ 1419-2003 были изготовлены отдельные образцы. Предлагаемая технология азотирования осуществлялась следующим образом. Вначале проводилась закалка образцов стали со стандартных температур нагрева для этих сталей 1200-1230°C. Нагрев проводился в соленой ванне WCl_2+NaCl . После закалки осуществляли отпуск с температурой от 550 до 600°C. Время отпуска 1 час. Затем в качестве второго отпуска проводилась операция жидкостного азотирования в диапазоне температур от 550 до 600°C в течение времени от 30 до 60 мин. В качестве заключительной операции проводили отпуск в районе 300°C. Цель такого отпуска - снятие общих структурных напряжений, полученных после дисперсионного твердения, и стимулирование процессов карбонитрации в поверхностном слое. Сам процесс жидкостного азотирования осуществлялся в специальном тигле. Ванна состояла из смеси карбамида (60%) и поваренной соли (40%). Время азотирования варьировалось от 30 до 60 мин. Нагрев тигля осуществлялся в лабораторной печи для фазового анализа, а также для определения процентного количества углерода и азота в поверхностных слоях образцов использовали рентгеноструктурный анализ. Использовали рентгеновский дифрактометр модели AL-27 Mi Ni. Полученные дифрактограммы анализировали согласно методике. Для поэлементного анализа использовали. Для испытаний образцов сталей P6M5 и P9Ф5 на твердость по Роквеллу использовали твердомер THR150-450DX. Микротвердость образцов определяли с помощью микротвердометра ПМТ-3. Твердость по Веккерсу определяли с помощью переносного универсального твердомера марки МЕТ-ИДА.

Результаты. Известно, что после первого отпуска количество остаточного аустенита снижается с 25 до 10%. При втором отпуске количество остаточного аустенита снижается с

10 до 5%. После третьего отпуска остаточный аустенит достигает уровня 1-2%, а твердость стали достигает максимального уровня HRC 63-65. Остаточный аустенит, как правило, влияет на прочность стали на изгиб, поэтому было предложено для повышения прочности на изгиб фрезы увеличить процент остаточного аустенита с 2 до 5% за счет сокращения третьего отпуска. С целью определения параметров остаточного аустенита, прочности на изгиб и твердости сталей P6M5 и P9Ф5 были проведены экспериментальные исследования для определения этих параметров. [4]

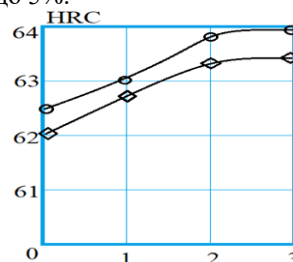
Для определения твердости и процента остаточного аустенита были изготовлены отдельные образцы сталей P6M5 и P9Ф5. Образцы этих сталей были закалены с одинаковой температурой 1200 °С. Затем образцы стали P6M5 были отпущены с температуры 560 °С три раза по одному часу, а образцы стали P9Ф5 отпускались с температуры 550 °С три раза по 1 часу. После каждого отпуска проводились замеры твердости, и с помощью рентгеноструктурного анализа определялся процент остаточного аустенита.



1. Сталь марки P6M5 закалка при 1200°C + тройной отпуск при температуре 560°C
2. Сталь марки P9Ф5 закалка при 1200°C + тройной отпуск при температуре 550°C

Рис. 1. Влияние количества отпусков быстрорежущих сталей марок P6M5 и P9Ф5 на процент остаточного аустенита

Как видно из графиков, после второго отпуска у стали P6M5 процент остаточного аустенита падает до 5%, а у стали P9Ф5 до 10%. Твердость стали P6M5 после второго отпуска достигает значений HRC 63-63,5. Проведение третьего отпуска практически не влияет на твердость сталей, но уменьшает процент остаточного аустенита для стали P6M5 до 2%, а для стали P9Ф5 до 5%.

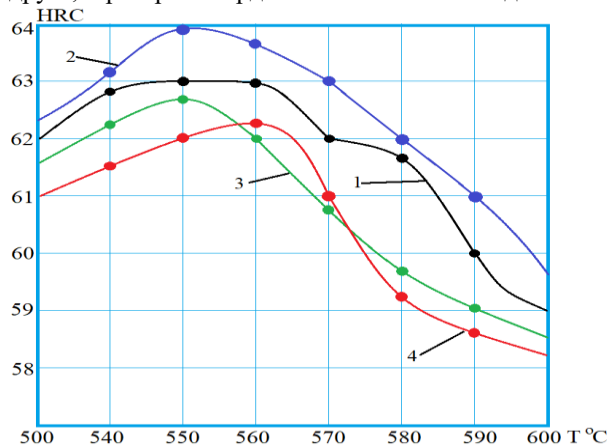


- Ст.1-P6M5 закалка при 1200°C+тройной отпуск при 560°C
- Ст.2-P9Ф5 закалка при 1200°C + тройной отпуск при температуре 550°C

Рис. 2. Влияние количества отпусков на твердость быстрорежущих сталей марок P6M5 и P9Ф5

Таким образом, можно сделать вывод, что с точки зрения получения максимальной твердости достаточно проведения двух отпусков.

С целью определения влияния температуры жидкостного азотирования на твердость исследуемых сталей после окончательной термообработки, включающей в себя жидкостное азотирование, были проведены соответствующие исследования по измерению твердости сталей. Из графика видно, что изменение твердости сталей в процессе дополнительных отпусков после окончательной термообработки с жидкостным азотированием с двух и трехкратными отпусками практически незначительно отличается друг от друга, и разброс твердости составляет 1-2 ед. HRC.

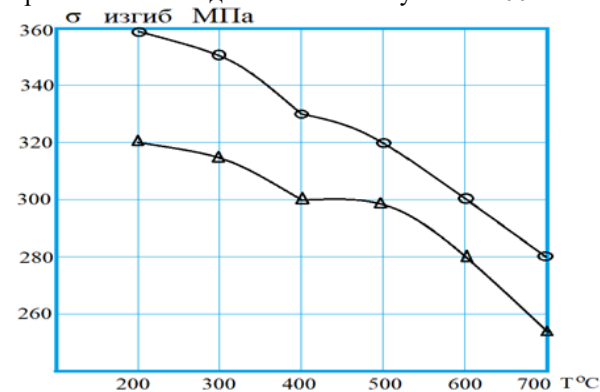


1-закалка ст.Р6М5 при температуре 1200°C, трехкратный отпуск при температуре 560°C по 1 ч;
 2-закалка ст.Р6М5 при температуре 1200°C, трехкратный отпуск при температуре 550°C по 1 ч;
 3-ст. марки Р6М5 закалка при температуре 1200°C двукратный отпуск при температуре 560°C по 1 ч;
 Ст. марки 4-Р6М5 закалка при температуре 1200°C отпуск дважды по 1 ч при температуре 550°C.

Рис. 3. Зависимость твердости стали от температуры азотирования в жидком состоянии

Так как для режущих инструментов типа фрез, помимо твердости, необходим достаточный уровень прочности при изгибе, то были проведены исследования после термической обработки сталей Р6М5 и Р9Ф5, заключающейся в закалке и прочности двух и трехкратных отпусков. Исследовалась прочность на изгиб сталей Р6М5, термически обработанных с температуры закалки 1200 °С. Отпуск проводился двух- и трехкратный. Для стали Р6М5 с температуры 560 °С, для стали Р9Ф5 с температуры 550 °С. Термически обработанные образцы сталей дополнительно опускались с температур от 200 до 700 °С в течение одного часа. После дополнительного отпуска проводились испытания прочности на изгиб. Испытания показали,

что у обоих марок сталей максимальный уровень прочности наблюдается после отпуска на 200 °С.



Двойной отпуск при температуре 1-560°C
 Трехкратный отпуск при температуре 2-560°C
Рис. 4 Влияние температуры отпуска после закалки при температуре 1200°C и двух-и трехкратного отпуска при температуре 560°C на предел прочности стали на изгиб

После отпуска на 300°C наблюдается наибольшая стабилизация прочности, и затем следует постепенное снижение предела прочности на изгиб с ростом температуры отпуска.

Выводы.

1. Анализируя полученные результаты по механическим испытаниям сталей Р6М5 и Р9Ф5, а также результаты по содержанию остаточного аустенита в сталях в зависимости от количества отпусков, можно прийти к выводу, что с точки зрения повышения предела прочности на изгиб, как одной из основных характеристик быстрорежущих сталей, предлагаемых для изготовления фрез, наиболее оптимальное количество отпусков - это 2 раза для стали Р6М5 при температуре 560 °С, а для стали Р9Ф5 при 550 °С – это 3. При таких режимах термообработки достигается максимальный уровень предела прочности на изгиб и высокий уровень твердости HRC 63-64.

2. Микроструктуры исследуемых сталей после термической обработки, включающей в себя двух- и трехкратный отпуск, практически не отличаются между собой и представляют мартенситную структуру с небольшим количеством остаточного аустенита, а также специальные карбиды (первичные и мелкодисперсные карбиды, образованные в процессе отпусков). Микроструктура стали Р6М5 после жидкостного азотирования представляет собой поверхностный карбонитридный слой, состоящий из карбонитридов М6(CN) и М(CN), а также М2(CN) и М3(CN), где М2(CN) – это ε – фаза, а М3(CN) – цементит. За диффузионной зоной следует матричная структура быстрорежущей стали, мартенсит, остаточный аустенит и карбиды.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гелгер Ю.А. Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1983. 527 с.
2. Каменичный И.С. Справочник по технологии термистов. М., 2013. 292 с.
3. Гольдштейн М.И. и др. Специальные стали. М.: МИСИС, 1999. 408 с.
4. Горелик С.С. и др. «Рентгенографический и электроннооптический анализ». М.: МИСИС, 1994.

СОДЕРЖАНИЕ

1. Химия и физикохимия композиционных материалов и нанокomпозитов

Негматов С.С., Икрамова М.Э., Аликулова Х.А. Стандарт намуналарни таққослаш, тажрибаларни режалаштириш ва ўлчашларни таъминлашнинг илмий ечимлари	3
Djumag'ulov Sh.X., Xamidov A.M., Boyqobilov D.B., Ro'zimuradov O.N., Todjiyev J.N. Elektrolit tarkibidagi suv va ftorid tarkibining o'zgarishi TiO ₂ nanotrubkalari morfologiyasiga ta'siri	6
Жанабаев О.О., Эминов А.М., Калбаев Б.А. Учқудук каолинининг физик-кимёвий хоссалари ва керамик материаллар ишлаб чиқаришда қўллаш истикболлари	9
Xujamberdiyev Sh.M., Arifdjanova K.S., Mirzaqulov X.Ch. Ekstraksion fosfor kislotasi va karbamid asosida ammoniy polifosfat olish jarayoni	13
Хаққулов Ж.М., Темиров З.Ш., Бурхонова Ш.Б. Полимер макроионларининг градиентли ва электр майдони таъсирида силжиши	16
Юсупов Ф.М., Юсупов С.К., Мирзаев З.А., Нуриддинова Д.З., Темиров Ф.Б. Изучение влияния температуры на процессы сульфирования низкомолекулярных полиэтиленовых отходов	21
Kurbanbayeva S.A., Ikramov A., Turabdjanov S.M., Qodirov O.Sh., Kadirov X.I. Study of the composition of the "TAR-product" and the separation of asphaltene homologues	24
Касымова М.Н, Негматова К.С. Исследование процесса образования металлокомплексов в структуре хлопкового волокна и разработка оптимальных составов композиций для крашения текстильных материалов	30
Негматов С.С., Эсанмуродов Ш.В., Негматова К.С., Рихсходжаева Г.Р., Икрамова М.Э., Кенжаев Н.А. Исследование химического состава и физико-химических свойств минерализованных пластовых вод Бердах, Сауле, АРАЛ, Сургиль и Балканских нефтегазовых скважин	35
Во'rixonov B.X., Murodova J.Q., Xidirov Sh.B., Xayitov B.Q., Panjiyev A.X. Monoxlorsirka kislotasi efilari va aromatik aminlar asosida to'rtlamchi ammoniy tuzlari sintezi	40

2. Физико-механика и трибология композиционных материалов

Негматов Ж.Н., Муродов И.И., Абед Н.С., Косимов Ш.Б., Эргашев Н.Э., Абдураззоков А.А., Тухташева М.Н. Технология получения триботехнических композиционных термопластичных полимерных материалов и деталей для машин и механизмов хлопкоперерабатывающих производств и проведение их опытных испытаний в производственных условиях	45
Бердиев Д.М., Щукин В.Я., Кожевникова Г.В., Пушанов А.Н. Ресурсосберегающие технологии получения основы инструмента режущих зубьев методом прокатки	48
Khalikulov U.M., Khasanov A.S. Improvement of the mechanical properties of chromium-molybdenum steels using a modifier	51
Бегатов Ж.М., Эргашев М.С., Платошина М.М. Технологические особенности использования бандажей тяговых барабанов волоочильных машин	57
Хасанов А.С., Халикулов У.М. Термомеханическая обработка изделий из хромомолибденовой стали....	59
Норхуджаев Ф.Р., Шукуров Ш.Т. Термик ишлов бериш ва суюқ ҳолда азотлаш режимларининг тезкесар пўлатнинг структура ва хоссасига таъсири	67
Turaxodjayev N.D., To'rayev A.N., Axmedova M.E., Nosirxo'jayev I.S.A., Murodqosimov R.X., Almardonov S.A. Alyuminiy qotishmalarini suyuqlantirish uchun gaz pechlarini qoplashda o'tga chidamli materiallardan foydalanish	69
Шукуров Ш.Т. Оптимизация характеристик быстрорежущей стали с помощью термообработки и жидкого азотирования	73

3. Разработка и технология получения композиционных материалов

Rosilov M.S., Beknazarov H.S., Cho'liyev J.R. DA-1S markali modifikator yordamida oltingugurtning modifikatsiyalash va u asosida modifikatsiyalangan serobitum olish	76
Жалилов Ш.Н. Разработка технологии и технологических режимов прессования древесно-пластиковых композиционных плитных материалов на основе древесноволокнистого наполнителя из стеблей хлопчатника и модифицированных мочевиноформальдегидных полимерных связующих	79
Turaxodjayev N.D., To'rayev A.N., Murodqosimov R.X., Nurdinov Z.B., Raximboyev Sh.I., Axmedova M.E. Gaz pechlarida alyuminiy qotishmalarini suyuqlantirish texnologiyasini ishlab chiqish va pech konstruksiyasini takomillashtirish	82
Xojiyeva F.J., Amonov M.R. Suvda eruvchan polimerlar asosida modifikatsiyalangan kraxmalni ohorlash jarayonida qo'llash samaradorligini o'rganish	84
Matkarimov S.T., Mukhametdjanova Sh.A., Nosirxojaev S.Q., Ochildiev Q.T., Nuraliev O.U., Ismoilov J.B. Thermodynamics of ore thermal recovery of copper slag	88