

Ukraine, Krivoy Rog, Revolutionary Str., 5; e-mail: anechek@inbox.ru.

Сусло Наталія Валеріївна - кандидат технічних наук, Криворізький металургійний інститут державного вищого навчального закладу «Криворізький національний університет», доцент кафедри "Металургійних технологій"; адрес: 50005, Україна, м. Кривий Ріг, вул. Революційна, 5; e-mail: suslo_n-v@mail.ru.

Сусло Наталия Валериевна - кандидат технических наук, Криворожский металлургический институт государственного высшего учебного заведения «Криворожский национальный университет», доцент кафедры "Металлургических технологий"; адрес: 50005, Украина, м. Кривой Рог, ул. Революционная, 5;

Suslo Nataliya - candidate technical sciences, Krivoy Rog Iron and Steel Institute, the state higher academic institution "Kryvyi Rih National University," Associate Professor of "metallurgical technologies"; Address: 50005, Ukraine, Krivoy Rog, Revolutionary Str., 5; tel.: 067-595-90-45; e-mail: suslo_n-v@mail.ru.

Іванов Андрій Сергійович - заступник головного інженера фабрики орудкування публічного акціонерного товариства «Центральний гірничозбагачувальний комбінат», адреса: 50066, Україна, м. Кривий Ріг, ПАТ «ЦГЗК»; тел. 097-329-31-77, e-mail: scroffer83@gmail.com

Иванов Андрей Сергеевич - заместитель главного инженера фабрики окомкования публичного акционерного общества «Центральный горнообогатительный комбинат», адрес: 50066, Украина, м. Кривой Рог, ПАО «ЦГОК»; тел. 097-329-31-77, e-mail: scroffer83@gmail.com.

Ivanov Andrey - Deputy Chief Engineer Factory pelletizing public joint-stock company "Central ore processing plant" Address: 50066, Ukraine, Krivoy Rog, Public Joint-Stock Company «CGOK»

УДК 621.74: 669.14

А. В. КАЛИНИН

ОСОБЕННОСТИ НАНОМОДИФИЦИРОВАНИЯ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ

Разработана технология модифицирования алюминиевых и никелевых сплавов нанодисперсными композициями. Построены сравнительные гистограммы механических свойств деформированных алюминиевых сплавов до и после модифицирования. Обоснованный выбор типа наномодификатора и способ его таблетирования. Для алюминиевых сплавов рекомендован нанодисперсный карбид кремния β -SiC, для никелевых сплавов - нанодисперсный карбонитрид титана TiCN фракцией 50...100 нм. В модифицированных сплавах получено значительное измельчение дендритной и зеренной структуры. В результате модифицирования достигнуто повышение механических свойств.

Ключевые слова: наномодификаторы, химический состав, механические свойства, неметаллические включения, многокомпонентные сплавы, карбонитрид титана, карбид кремния.

Введение. Разработка изделий ответственного назначения для металлургии и машиностроения ставит задачи повышения механических свойств, жаропрочности, жаростойкости, коррозионной стойкости и эксплуатационных свойств конструкционных материалов.

Деформируемые алюминиевые сплавы применяются для изготовления деталей сложной конфигурации, имеющих высокие показатели механических свойств в термически обработанном состоянии, высокую коррозионную стойкость и малый удельный вес, что обуславливает их перспективность для современного машиностроения.

Однако недостаточная технологичность при литье и механической обработке сдерживает широкое применение алюминиевых сплавов как конструкционных материалов. Низкая технологичность объясняется повышенным газосодержанием и наличием хрупких и труднорастворимых фаз: $FeAl_3$, Mg_2Si , $MgZn_2$, выделяющихся в виде крупных скоплений и часто образующих сплошную сетку в структуре, которые служат причиной трещинообразования при литье слитков и фасонных отливок [1].

Анализ литературных данных и постановка проблемы. Возрастающие требования к надежности и ресурсу работы деталей авиа- и турбостроения определяют разработку качественно новых материалов и технологий. Наиболее широко применяются жаропрочные и жаростойкие многокомпонентные никелевые сплавы с высоким уровнем структурной термостабильности [2]. Однако непрерывно усложняющиеся условия работы агрегатов требуют повышения

механических и эксплуатационных характеристик. Одним из способов измельчения структурных составляющих сплавов на макро- и микроуровне является модифицирование многокомпонентных сплавов нанодисперсными композициями [3].

Цель и задачи исследования. Целью работы является разработка технологии модифицирования алюминиевых и никелевых сплавов нанодисперсными композициями для повышения качества и свойств отливок и деформируемых заготовок. В данной работе применено наномодифицирование алюминиевых сплавов АМг6, 01570 и жаростойкого никелевого сплава ЖСЗДК.

Для достижения цели были поставлены следующие задачи: обосновать выбор типа наномодификатора для алюминиевых и никелевых сплавов; провести экспериментальные плавки алюминиевых сплавов АМг6, 01570 и никелевого сплава ЖСЗДК с обработкой наномодификаторами; изучить механические свойства сплавов до и после модифицирования наноконпозициями.

Результаты исследования процесса наномодифицирования многокомпонентных сплавов и анализ полученных результатов. В работах [4, 5] показана возможность применения дисперсных и нанодисперсных тугоплавких модификаторов в литейных алюминиевых и никелевых сплавах. В данной работе применяли модифицирование алюминиевых сплавов нанодисперсными композициями на основе

карбида кремния SiC и никелевых сплавов – нанодисперсным карбонитридом титана Ti(CN) с размером

частиц 50...100 нм. Химический состав исследуемых сплавов приведен в табл. 1, 2.

Таблица 1 – Химический состав алюминиевых сплавов

Марка сплава	Содержание элементов, %, мас.									
	Al	Mg	Mn	Cu	Si	Zn	Be	Zr	Sc	Fe
АМг6	основа	5,80-6,80	0,50-0,80	0,10	0,4	0,2	0,0002-0,0050	–	–	0,4
01570	основа	5,80-6,80	0,15-0,35	0,05-0,15	0,4	0,2	< 0,001	0,05-0,15	0,20-0,45	0,4

Таблица 2 – Химический состав жаропрочного никелевого сплава ЖСЗДК

Марка сплава	Содержание элементов, % мас.									
	Al	Ti	Cr	Mo	W	Co	Fe	Mn	Si	Ni
ЖСЗДК	4,0-4,8	2,5-3,2	11,0-12,5	3,8-4,5	3,8-4,5	8,0-10,0	≤2,0	≤0,4	≤0,4	Основа

Важным фактором, который характеризует способность модифицирующего элемента влиять на зарождение и рост кристаллов, является критерий растворимости в металлической матрице. Активный модификатор должен располагаться по границам зерен сплава, а не входить в их состав. При этом модификатор не должен образовывать собственные кластеры, а располагаться между кластерами расплава.

Исходя из перечисленных критериев, наилучшими модификаторами для алюминиевых и никелевых сплавов, имеющих гранецентрированную кубическую решетку (г.ц.к.), являются тугоплавкие композиции на основе β-SiC и Ti(CN) также с г.ц.к. решеткой. При этом расхождение атомных радиусов металлической матрицы и модификатора минимально.

Нанодисперсные модификаторы получали методом плазмохимического синтеза с варьированием температурно-временного режима и состава газоплазменного потока. Определяли удельную поверхность полученных тугоплавких соединений. Особенности размерно-кристаллографических параметров изучали методами электронной микроскопии и дифракционного анализа. Для предотвращения окисления разработана методика плакирования нанопорошков с целью их длительного хранения [4].

Эффект получения нанодисперсных соединений на основе титана и кремния методом плазмохимического синтеза обусловлен высокими скоростями объемной конденсации газоплазменного потока. Это приводит к нестабильному состоянию частиц: уменьшению параметров кристаллической решетки по сравнению с массивными соединениями, изменения параметров от центра к поверхности частиц, вследствие максимального сжатия поверхностного слоя.

Дисперсность наночастиц определяет свойства системы: модификатор-расплав и количественно характеризуется линейными размерами и удельной поверхностью частиц. Удельная поверхность наночастиц $S_{уд}$ выражается уравнением

$$S_{уд} = S_{1-2} / \gamma V,$$

где S_{1-2} – поверхность между фазами 1 и 2 (межфазная поверхность модификатор-среда); γ – плотность нанодисперсного соединения; V – объем нанодисперсной фазы.

По величине удельной поверхности нанодисперсные системы занимают особое положение среди

дисперсных систем. Если удельная поверхность в молекулярных системах, например, в истинных растворах, отсутствует, так как молекулы не обладают поверхностью в обычном представлении, то удельная поверхность грубодисперсных систем очень мала. Лишь гетерогенные нанодисперсные системы с размером частиц 10...100 нм имеют сильно развитую удельную поверхность. Благодаря большой удельной поверхности нанодисперсных систем, для них огромное значение имеют адсорбция и поверхностные явления, в то время как поведение грубодисперсных и молекулярных систем определяется в основном объемными свойствами. Роль нанодисперсных добавок сводится к созданию в расплаве дополнительных искусственных центров кристаллизации. Для этого они должны быть соразмерны с критическими зародышами и обеспечивать достаточное их количество для получения в отливке мелкодисперсной структуры.

Анализ микродифракционных картин кристаллов β-SiC позволил установить, что по своей кристаллической структуре они относятся к кубической сингонии с размером при $a = 4,36$ Å. Сопоставление изображений частиц β-SiC с их микродифракционными картинками показало, что основной габитусной плоскостью является базисная плоскость (0001), а огранка осуществляется плоскостями семейства {1010}. При контакте с атмосферой на поверхности частиц формируются окислы, подобные цветам побежалости на поверхности массивных твердых тел. На начальной стадии окисел не является стехиометрическим и не обладает характерной для него кристаллической решеткой, образуя «псевдоаморфную» оболочку. В табл. 3 приведены кристаллометрические параметры исследованных нанодисперсных модификаторов.

Разработан технологический процесс наномодифицирования алюминиевых сплавов АМг6, 01570 и никелевого сплава ЖСЗДК. Для удобства введения модификаторов в расплав в работе использован способ таблетирования порошков SiC и Ti(CN). Для алюминиевых сплавов на пресс-автомате ударного действия изготовили прессованные таблетки из смеси порошков SiC фракцией 50...100 нм и порошков алюминия фракцией до 100 мкм [5]. Для модифицирования никелевого сплава таблетки получали из порошков Ti(CN) фракции 50...100 нм.

Таблица 3 – Характеристики кристаллических решеток нанодисперсных модификаторов

Формула соединения	Элементарная ячейка	Период решетки, нм		
		a	c	
SiC	α	гексагональная и ромбоэдрическая	0,308	1,004
	β	Кубическая	0,436	–
TiC	Кубическая	0,432	–	
TiN	Кубическая	0,422	–	
Ti(CN)	Кубическая	0,426	–	

Плавку алюминиевых сплавов проводили в промышленной электропечи САТ-0,16. Содержание газов в сплавах определяли с помощью технологических проб. Результаты оценки проб показали, что модифицирование алюминиевых сплавов АМг6 и 01570 обеспечивает снижение газосодержания с 3 до 1 балла пористости по ДСТУ 2839-94.

Микроструктура сплава АМг6 в исходном состоянии представлена дендритами алюминиевого α -твердого раствора, наблюдаются грубые зоны срастания дендритных ветвей с участками эвтектик (рис. 1 а, б). В модифицированных образцах дендритная ликвация менее выражена. Наблюдаются включения дисперсных фаз, как по границам, так и внутри зерен.

Микроструктура немодифицированного никелевого сплава ЖСЗДК крайне неоднородна по сечению

образца, имеет ярко выраженное грубое строение (рис. 2 а). В результате модифицирования получена сравнительно однородная структура, достигнуто измельчение зерна в 5...8 раз (рис. 2 б).

На рис. 3 приведены результаты механических испытаний алюминиевых сплавов до и после модифицирования нанодисперсными композициями. Достигнуто значительное повышение прочностных и пластических характеристик: σ_B – на 7,3 %; σ_T – на 4,9 %; δ – на 12,4 %.

На рис. 4 приведены показатели механических свойств никелевого сплава ЖСЗДК до и после модифицирования. Достигнуто значительное повышение прочностных и пластических свойств: σ_B – на 9,3 %; σ_T – на 12,9%; δ – на 19,4 %.

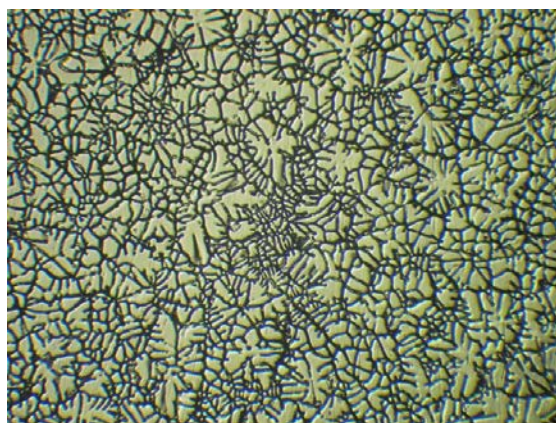
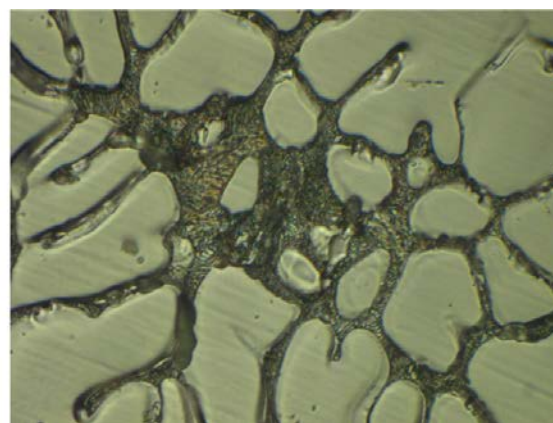
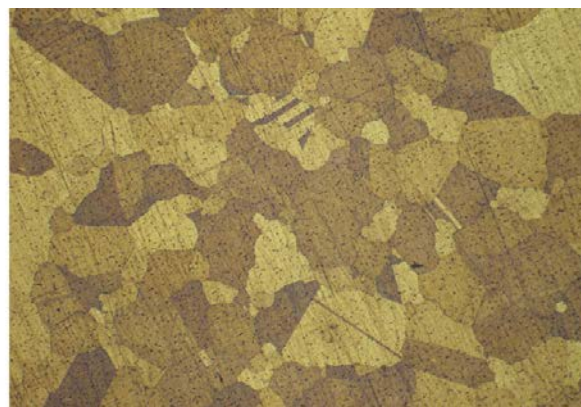
а, $\times 100$ б, $\times 1000$

Рис. 1 – Микроструктура сплава АМг6



а



б

Рис. 2 – Микроструктура никелевого сплава ЖСЗДК, $\times 50$: а – в исходном состоянии, б – после наномодифицирования

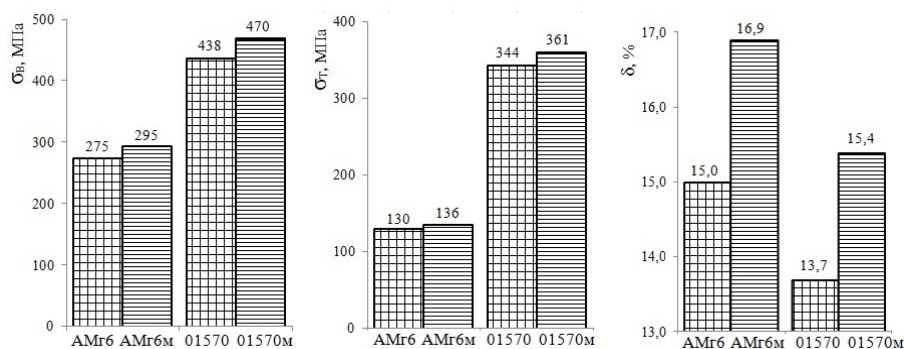


Рис. 3 – Механические свойства деформируемых алюминиевых сплавов до и после модифицирования
(м – модифицированный сплав)

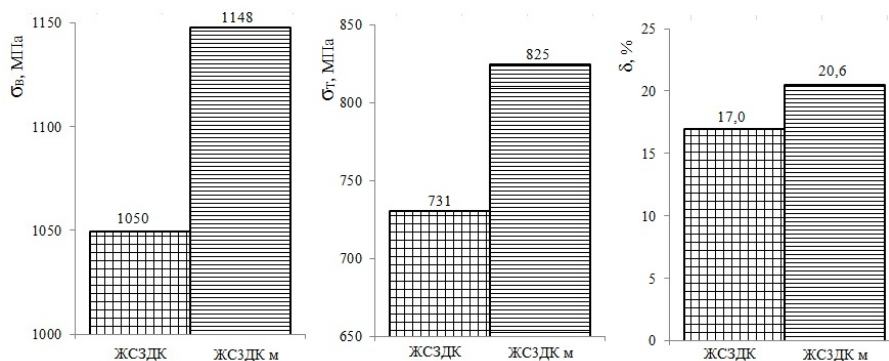


Рис. 4 – Механические свойства жаропрочного никелевого сплава ЖСЗДК до и после модифицирования (м – модифицированный сплав)

Выводы. Обоснован выбор типа наномодификатора, способ его таблетирования. Для алюминиевых сплавов рекомендован нанодispersный карбид кремния β -SiC, для никелевых сплавов – нанодispersный карбонитрид титана Ti(CN) фракцией 50...100 нм.

Проведены экспериментальные плавки алюминиевых сплавов АМг6, О1570 и никелевого сплава ЖСЗДК с обработкой наномодификаторами.

В модифицированных сплавах получено значительное измельчение дендритной и зеренной структуры. В результате модифицирования достигнуто повышение механических свойств:

- Для алюминиевых сплавов, σ_B – на 7,3%; σ_T – на 4,9%; δ – на 12,4 %.
- Для никелевых сплавов, σ_B – на 9,3%; σ_T – на 12,9%; δ – на 19,4 %.

Список литературы: 1. Михаленков, К. В. К вопросу об усвояемости тугоплавких соединений жидкими алюминиевыми сплавами [Текст] / К. В. Михаленков, Д. Ф. Чернега, В. Г. Могилатенко // Процессы литья. – 1996. – №1. – С. 3-10. 2. Богуслав, В. О. Авиационно-космичні матеріали та технології [Текст] / В. О. Богуслав, О. Я. Качан, Н. Е. Калініна, В. Ф. Мозговий, В. Т. Калінін. – Запоріжжя: Мотор Січ, 2009. – 385 с. 3. Калініна, Н. Е. Наноматеріали і нанотехнології: отримання, будова, застосування. Монографія [Текст] / Н. Е. Калініна, В. Т. Калінін, З. В. Вилишук, А. В. Калінін, О. А. Кавац. – Дніпропетровськ: Изд-во Маковецкий, 2012. – 192 с. 4. Патент РФ 2069702, МКІ 6 С21 С1/00. Модифікатор [Текст] / В. Т. Калінін, В. В. Шатов, В. І. Колмаков. – №93030977; Заявл. 01.03.93. Опубл. 27.11.96. Бюл. №33. – 8 с. 5. Патент України на корисну модель № 71677. МПК С22С1/00 Таблетований модифікатор

для обробки алюмінієвих сплавів [Текст] / Н. С. Калініна, З. В. Вилишук, О. А. Кавац, О. В. Калінін. – заявка № u 2011 15055 від 19.12.20011, опубл. 25.07.2012 Бюл. №14. 6. Борисенко, В. Е. Наноматеріали і нанотехнології [Текст] / В. Е. Борисенко, Н. К. Толочко. – Мінськ: ІІЦ БГУ, 2008. – 375 с. 7. Балоян, Б. М. Наноматеріали [Текст] / Б. М. Балоян, А. Г. Колмаков. – М: Угреша, 2007. – 386 с. 8. Андриєвський, Р. А. Наноматеріали: концепція і сучасні проблеми [Текст] / Р. А. Андриєвський // Російський хімічний журнал. – 2002. – №5. – С. 50-56. 9. Головін, Ю. І. Введення в нанотехнологію [Текст] / Ю. І. Головін. – М.: Машинобудування, 2003. – 112 с. 10. Калінін, В. Т. Синтез і застосування нанодispersних порошків-модифікаторів [Текст] / В. Т. Калінін, В. А. Федотов // Системні технології. – 2012. – №1. – С. 67-71.

Bibliography (transliterated): 1. Mihalenkov, K., Chernega, D., Mogilatenko, V. (1996). K voprosu ob usvojaemosti tugoplavkih soedinenij zhidkimi aljuminievymi splavami. Processy lit'ja, №1, 3-10. 2. Boguslaev, V., Kachan, N., Kalinina, N., Mozgovij, V. (2009). Aviacijno-kosmichni materialy ta tehnologii. Zaporizhzhja: Motor Sich, 385. 3. Kalinina, N., Kalinin, V., Vilishhuk, Z. (2012). Nanomaterialy i nanotehnologii: poluchenie, stroenie, primenenie. Monografija, Dnepropetrovsk: Izd-vo Makoveckij, 192. 4. Patent RF 2069702, MKI 6 S21 S1/00. Modifikator. Kalinin V. T., Shatov V. V., Kolmakov V. I., №93030977; Zajavl. 01.03.93. Opubl. 27.11.96. Bjul, №33, 8. 5. Patent Ukraini na korisnu model' № 71677. MPK S22S1/00 Tabletovaniy modifikator dlja obrobki aljuminievih splaviv. N. S. Kalinina, Z. V. Vilishhuk, O. A. Kavac, O. V. Kalinin, zajavka № u 2011 15055 vid 19.12.20011, opubl. 25.07.2012 Bjul. №14. 6. Borisenko, V., Tolochko, N. (2008). Nanomaterialy i nanotehnologii. Minsk: IC BGU, 375. 7. Balojan, B., Kolmakov, A. (2007). Nanomaterialy. Moscow: Ugresha, 386. 8. Andrievskij, R. (2002). Nanomaterialy: koncepcija i sovremennye problem. Ros. him. zhurnal, 5, 50-56. 9. Golovin, Ju. (2003). Vvedenie v nanotehnologiju. Moscow: Mashinostroenie, 112. 10. Kalinin, V., Fedotov, V. (2012). Sintez i primenenie nanodispersnyh poroshkov-modifikatorov. Sistemni tehnologii, 1, 67-71.

Поступила (received) 26.10.2015

Відомості про авторів / Сведения об авторах / About the Authors

Калінін Александр Васильевич – кандидат технічних наук, Придніпровська державна академія

строительства и архитектуры, доцент кафедры "Материаловедения и обработки материалов"; ул. Чернышевского, 24а, г. Днепропетровск, Украина, 49600; тел: 066-305-64-51; e-mail: kalinina-ne@yandex.ru.

Калінін Олександр Васильович – кандидат технічних наук, Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, доцент кафедри "Матеріалознавства та обробки матеріалів"; вул. Чернишевського, 24а, м. Дніпропетровськ, Україна, 49600; тел: 066-305-64-51; e-mail: kalinina-ne@yandex.ru.

Kalinin Alexander – candidate of technical sciences, Dnieper State Academy of Construction and Architecture; st. Chernyshevskogo, 24a, Dnepropetrovsk, Ukraine, 49600; phone: 066-305-64-51; e-mail: kalinina-ne@yandex.ru.

УДК 621.891

Ю. О. ГРАДИСЬКИЙ, О. В. КАРПУСЕНКО, О. Г. ЯНЧИК

ВПЛИВ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ НА СТРУКТУРУ ІНСТРУМЕНТАЛЬНИХ СТАЛЕЙ

Розглянуто різноманітні методи підвищення експлуатаційних характеристик (зносостійкості, витривалості, ударної в'язкості), та їх вплив на структуру інструментальних сталей, з яких виготовлено деталі, що перебувають у рухомому стані. Аналіз показав, що одним з факторів який впливає на структуру є швидкість охолодження безпосередньо нанесеного покриття і основи на яку впливає енергія технологічного обладнання. Основними структурними складовими, що впливають на характеристики зміцнених деталей є аустеніт, мартенсит та карбідні включення. Крім наявних структурних складових великий вплив має їх процентне співвідношення та дисперсність карбідних фаз. В даний час не існує єдиної думки щодо значимості швидкості охолодження в структуроутворенні при нанесенні зміцнюючих покриттів.

Ключові слова: експлуатаційні характеристики, швидкість охолодження, структура, фазовий склад.

Постановка проблеми. Підвищення експлуатаційних характеристик (зносостійкості, втомної міцності, ударної в'язкості) деталей машин, що перебувають у рухомому стані, є одним з найбільш актуальних напрямків розвитку сучасного машинобудування. Практично завжди вузли тертя машин і механізмів працюють при одночасному впливові поверхневого навантаження тертям і циклічного навантаження зусиллями (колінчаті вали, осі). Тому становить величезний інтерес вивчення таких систем у плані підвищення надійності з урахуванням зносостійкості й опору втомі [1].

Традиційно, деталі машин і механізмів виготовлені з недорогих і недефіцитних матеріалів, для підвищення їх надійності й довговічності, піддають об'ємному або поверхневому загартуванню, хіміко-термічній, лазерній й іншим видам обробки [2]. Однак традиційні методи поверхневого зміцнення, застосовувані в промисловості, не завжди задовольняють тим вимогам, які пред'являються до нової техніки. У деяких випадках, застосування таких методів важке через дорожнечу, громіздкість устаткування, тривалість процесу, наявність додаткових заключних операцій необхідних для одержання заданих експлуатаційних параметрів. Особливо це необхідно враховувати в умовах ремонтного або дрібносерійного виробництва.

Аналіз останніх досліджень і публікацій. Проаналізуємо наявні в літературі дані про вплив швидкості охолодження при кристалізації, на структуру, фазовий склад сталей і сплавів, властивості матеріалу покриття при його затвердінні з різними швидкостями. Є безліч даних про вплив швидкості охолодження на властивості матеріалів. Однак, наявні відомості по цьому питанню не завжди повні й найчастіше суперечливі [3].

Метою статті є аналіз впливу швидкості охолодження на структуру інструментальних сталей при різних методах зміцнення.

Аналіз впливу швидкості охолодження на структуру інструментальних сталей. Особливий інтерес представляє вивчення впливу швидкості охолодження на структуру і властивості інструментальних

сталей. Управляючи швидкістю охолодження, можна одержувати вироби із заданими властивостями. При виготовленні інструмента, це дозволить виключити з технології деякі додаткові види остаточної обробки, підвищити економічність і знизити собівартість виробів.

В роботі [4] наведені дані, про вплив швидкості охолодження в інтервалі 10...650°C/c на структуру і експлуатаційні характеристики інструментальних сталей з низьким вмістом вольфраму (до 1,1 %).

Автори [4] прийшли до висновку, що охолодження з малими швидкостями (до 450°C/c) не усуває структурну неоднорідність і ліквіацію основних легуючих елементів. При підвищенні швидкості охолодження до 650 °C/c ліквіаційні явища придушуються. Структура при цьому являє собою троостомартенсит з ділянками ледебуридної евтектики. Збільшується дисперсність первинних карбідних і карбонітридних фаз. Властивості такої сталі відповідають рівню властивостей сталей після загартування. Підвищення властивостей пояснюється високою дисперсністю структури, підвищеною легованістю твердого розчину, оптимальною морфологією і розподілом ледебуридної евтектики й зміцнюючих інтерметалідних фаз.

Застосування прискореного охолодження приводить до підвищення міцності, пластичності й в'язкості високовуглецевої сталі У13 [5]. Найбільш оптимальне сполучення, властивостей було отримано при охолодженні зі швидкістю 80°C/c. Більш глибоке охолодження було визнано недоцільним, через підвищений рівень залишкових напружень у металі. Характер поліпшення механічних властивостей можна зв'язати із впливом прискореного охолодження на кінетику перлітного перетворення, а також морфологію перліту, що утвориться, і надлишкових карбідів. Дисперсність пластинчастого перліту в мікроструктурі сталі підвищується, а карбіди дрібні і їх частка з формою, близькою до сферичної, більша. Застосування прискореного охолодження придушує ріст цементитних часток, в