

микроструктуру, что, в свою очередь, влияет на механические свойства стали, такие как твёрдость, прочность, ударная вязкость и износостойкость.

Однако процесс термической обработки инструментальных сталей при таких температурных режимах остаётся недостаточно изученным. Фазовые превращения, происходящие при нагреве до высоких температур, могут приводить к образованию дефектных структур, которые существенно снижают эксплуатационные характеристики инструментов. Актуальность данной темы заключается в необходимости глубокого понимания этих процессов для разработки эффективных технологий термической обработки, направленных на улучшение эксплуатационных характеристик сталей, таких как повышенная износостойкость, термостойкость и долговечность.

Таким образом, исследование формирования структуры инструментальных сталей при экстремальных температурах является важной задачей для металлургической и машиностроительной промышленности, а также для создания новых, более высокоэффективных материалов, которые способны работать в самых требовательных условиях. При проведении термической обработки с фазовой перекристаллизацией стальных деталей в ряде случаев наблюдается полное или частичное сохранение исходной микро и тонкой структуры. Это явление получило название наследственности. Наиболее полно изучена форма наследственности структурная наследственность. Структурная наследственность — это сохранение размера и формы исходно перегретой крупнозернистой стали. Это явление весьма обстоятельно изучено уральскими исследователями во главе с акад. Садовским В.Д., а также проф. Дьяченко С.С. Сохранение крупного зерна вследствие структурной наследственности ведет к снижению вязкости стали и к хрупкому разрушению. Однако, имеются попытки использовать структурную наследственность для упрочнения низколегированных сталей 10ХЗГНМ и 12Х2Г2НМФТ.

II. ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ

Ранее были проведены ряд исследований по такому явлению как наследование параметров микро и тонкой структуры предварительно перегретых конструкционных и инструментальных сталей после повторной фазовой перекристаллизацией (наследственность экстремального нагрева). В частности, в этих исследованиях было показано, что при предварительном нагреве конструкционных и инструментальных сталей до экстремальных температур 1100 – 1150°C после закалки формируется структура с наиболее высоким уровнем дефектности кристаллического строения [1].

Повторная фазовая перекристаллизация с нагревом до стандартных температур ведет к наследственной передаче элементов исходной структуры. Это не связано со структурной наследственностью, но имеет место в условиях предварительного нагрева в районах экстремальных температур 1100 – 1150°C.

Некоторые результаты исследований в этом направлении описаны в работах. При этом необходимо отметить, что исследования, приведенные в этих работах в основном, относятся к углеродистым конструкционным сталям и не раскрывают полностью механизм структурообразования при экстремальных температурах термической обработки.

Поэтому представляется важным рассмотреть механизм структурообразования в инструментальных сталях более подробно.

При термической обработке сталей с высоким содержанием углерода ставится цель по измельчению карбидной составляющей и тем самым ликвидации карбидной неоднородности. Для этого стали начинают нагревать до высоких температур с аустенитной структурой. При

таких температурах начинается рост зерен аустенита, причем у углеродистых сталей он идет очень быстро (таблица 1).

Таблица 1

Температура нагрева	Размер зерен стали от температуры нагрева				
	Марка стали				
	У7	У11	ХГС	9ХВГ	Х12М
800	0,025	0,01	-	-	-
840	0,1	0,02	0,02	0,01	-
1000	0,13	0,04	0,025	0,015	0,02
1100	0,29	0,06	0,05	0,02	0,03
1200	0,65	0,065	0,07	0,03	0,125

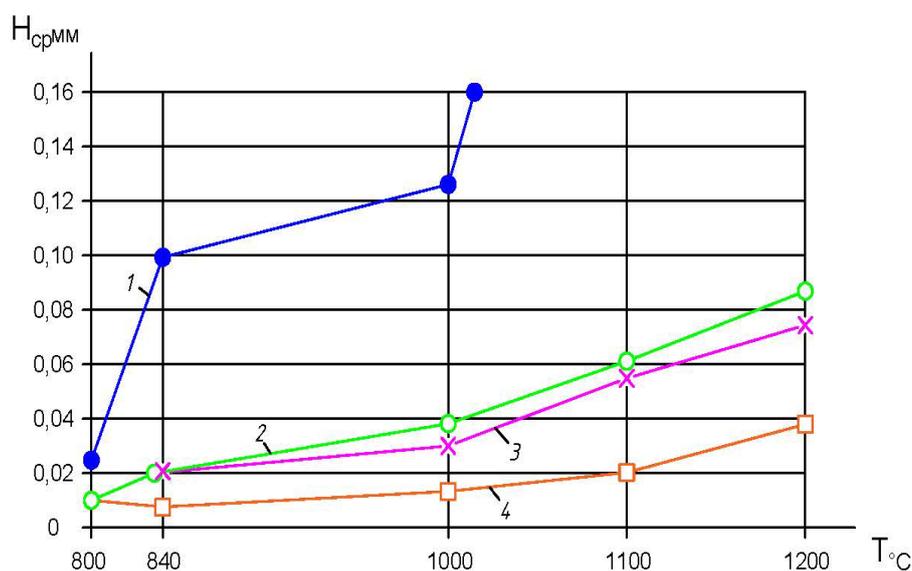


Рис. 1. Влияние температуры закалки на размер зерна сталей.

- 1 – сталь У7
- 2 – сталь У11
- 3 – сталь ХГС
- 4 – сталь 9ХВГ

Как видно из представленных данных таблицы 1 и рисунка 1 величина действительного зерна у рассматриваемых сталей значительно отличается. Величина зерна у легированных сталей ХГС и 9ХВГ является мелкой (балл 5 и 7) даже при закалке с температурой 1100 – 1200°C. Напротив у углеродистых инструментальных сталей У7 и У11 размер зерна значительно изменяется особенно у стали У7 где балл зерна изменяется от 7 до 3 при температурах от 800 до 1000°C.

Поэтому в наших исследованиях основной задачей является получение сравнительных данных по величине аустенитного зерна, уровню дефектности кристаллического строения в зависимости от содержания углерода и степени легированности инструментальных сталей после нагрева их до экстремальных температур закалки.[2]

Именно поэтому в качестве объектов исследования были выбраны образцы сталей У7, У11, ХГС, 9ХВГ и Х12М. Температура нагрева под закалку изменялась в широком диапазоне

– от стандартных температур, принятых для каждой марки сталей до 1200°C. Закалку углеродистых сталей проводили в воде, а легированных в масло. [3]

III. МЕТОДОЛОГИЯ

В современных исследованиях о состоянии субструктуры судят по плотности дислокаций показывают, что наиболее высокий уровень плотности дислокаций возникает при закалке сталей без отпуска, затем существуют экстремальные температуры нагрева под закалку после которых уровень плотности дислокаций резко возрастает причем в зависимости от последующего отпуска (таблицы 2-5) (рис.2-5).

Таблица 2

Значения твердости HRC при различных температурах термической обработки стали У7 и У11

Температура закалки °С	Без отпуска		Отпуск 200°C		Отпуск 300°C		Отпуск 400°C		Отпуск 500°C	
	У7	У11	У7	У11	У7	У11	У7	У11	У7	У11
800	63	62	60	60	52	50	44	46	30	26
840	63	61	60	60	52	50	44	46	30	26
1000	62	60	60	59	52	50	44	46	30	26
1100	62	60	60	59	52	49	44	46	29	26
1200	61	59	60	59	52	49	44	46	29	26

Таблица 3

Значение плотности дислокаций $\rho \cdot 10^{11} \text{ 1/см}^2$ при различных температурах термической обработки сталей У7 и У11

Температура закалки °С	Без отпуска		Отпуск 200°C		Отпуск 300°C		Отпуск 400°C		Отпуск 500°C	
	У7	У11	У7	У11	У7	У11	У7	У11	У7	У11
800	3,0	4,2	2,55	4,0	1,0	3,0	0,8	0,4	0,1	1,1
840	3,2	4,5	2,8	4,3	1,0	3,1	0,8	0,4	0,1	1,2
1000	4,0	4,8	3,8	4,8	1,2	3,2	1,65	0,68	0,3	1,6
1100	4,2	5,2	4,0	4,0	1,3	3,2	2,2	0,70	0,35	2,0
1200	3,8	5,0	3,5	3,5	1,3	3,2	2,4	0,76	0,4	1,9

Результаты исследований показывают, что по стали У7:

Проведение закалки без отпуска дает максимальное увеличение плотности дислокаций в кристаллическом строении стали;

Влияние отпуска приводит к результатам, по которым видно, что увеличение плотности дислокаций приходится на температуры нагрева 1000 и 1100°C при всех температурах отпуска. При этом увеличение температуры отпуска от 200 до 500°C ведет к монотонному снижению твердости. При этом отпуск 400°C ведет к некоторому увеличению плотности дислокаций при общем снижении твердости. Это обстоятельство связано с тем, что при температуре 400°C происходит смена структуры стали от мартенсита отпуска до феррито-цементитной смеси, в которой образуются дополнительные дислокации из-за несоответствия на границе феррита и цементита. Примерно такие же результаты показала сталь У11. Значения твердости у этой стали несколько ниже, чем у стали У7, а уровень плотности дислокаций

выше, это связано с тем, что у стали У11 при нагреве под закалку аустенитная структура уже максимально насыщена атомами углерода ведет к образованию мартенсита по сдвиговому механизму, т.е. образуется так называемый фазовый наклеп, который ведет к дополнительному увеличению плотности дислокаций.[4]

Таблица 4

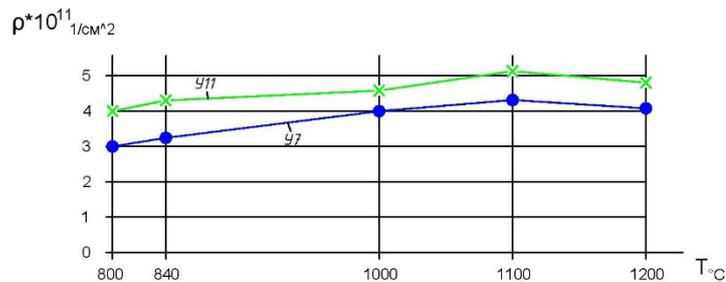
Значения твердости НRC при различных температурах термической обработки стали ХГС и 9ХВГ

Температура закалки °С	Без отпуска		Отпуск 200°С		Отпуск 400°С		Отпуск 500°С	
	ХГС	9ХВГ	ХГС	9ХВГ	ХГС	9ХВГ	ХГС	9ХВГ
840	64	64	62	60	52	51	50	41
1000	64	64	62	61	52	51	50	42
1100	63	64	62	60	52	51	50	41
1200	63	63	62	60	52	51	50	41

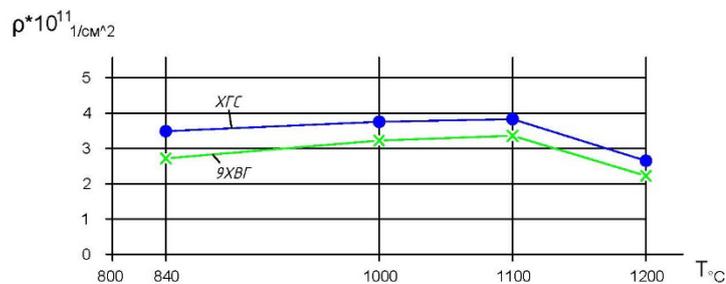
Таблица 5

Значение плотности дислокаций $\rho \cdot 10^{11} \text{ 1/см}^2$ при различных температурах термической обработки сталей ХГС и 9ХВГ

Температура закалки °С	Без отпуска		Отпуск 200°С		Отпуск 400°С		Отпуск 500°С	
	ХГС	9ХВГ	ХГС	9ХВГ	ХГС	9ХВГ	ХГС	9ХВГ
840	3,4	2,8	2,8	2,5	3,5	2,4	0,5	0,45
1000	3,5	3,0	3,2	2,6	3,6	2,6	0,5	0,5
1100	3,6	3,2	3,3	2,8	3,8	2,8	0,55	0,6
1200	2,8	2,5	2,9	2,4	3,0	2,2	0,4	0,4



а)



б)

Рис.2. Плотность дислокаций сталей после закалки с различных температур без отпуска

- а) стали У7, У11
- б) стали ХГС, 9ХВГ

Во всех случаях наблюдается максимум плотности дислокаций после закалки сталей с экстремальных температур нагрева 1000 - 1100°C (время аустенизации 20-30 минут). При этих температурах происходит распад примесных и тугоплавких фаз, которые представляют собой кислород и азот содержащие фазы.

При растворении этих фаз возникает химическая неоднородность твердого раствора (аустенита), а при закалке (т.е. при резком охлаждении) и $\gamma - \alpha$ превращении возникает неоднородность периодов решетки $\alpha -$ фазы (мартенсита).

При этом возрастает плотность дислокаций. Если температура нагрева доходит до 1200°C, то в этом случае происходит гомогенизация аустенита (т.е. более однородный аустенит) и при закалке плотность дислокаций несколько ниже, чем при предыдущих температурах.

Резкий рост плотности дислокаций при закалке стали с экстремальной температуры нагрева приводит к существенному изменению фазового состава и состояния твердого раствора закаленной стали. В закаленной стали атомы углерода располагаются в междоузлии тетрагональной решетки мартенсита и на дислокациях. Рентгенография позволяет определить количество углерода в тетрагональной решетке мартенсита. Результаты определения углерода в решетке мартенсита представлены в таблицах 6 – 8 и рис. 3 и 4.

IV. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Анализируя результаты этих исследований, можно сделать выводы:

- после закалки с экстремальных температур нагрева содержание углерода в тетрагональной решетке мартенсита уменьшается, т.е. часто атомов углерода переходят на дислокации (табл. 6 – 8 и рис. 3);
- с увеличением температуры нагрева стали с 1100 – 1200°C при закалке идет рост количества остаточного аустенита (табл. 8, рис. 4)

Однако, нагрев под закалку с температур 1100 – 1200°C вызывает рост аустенитного зерна, что может привести к резкому охрупчиванию стали после закалки, что неприемлемо для инструментальной стали, испытывающей ударные нагрузки.[5]

Уровень плотности дислокаций сталей У7, У11 по сравнению со значениями при закалке со стандартных температур достаточно высокий при закалке с экстремальных температур. У сталей ХГС и 9ХВГ плотность дислокаций несколько выше получается в интервале температур 1000 – 1100°C.

Таблица 6

Содержание углерода в тетрагональной решетке мартенсита в зависимости от температуры закалки стали У11

Температура закалки °С	Содержание % углерода
800	0,84
840	0,7
1000	0,58
1100	0,62
1200	0,97

Такие результаты предполагают, что термическая устойчивость дислокаций может наследоваться при $\alpha - \gamma$ превращении и таким образом эти дислокации при обратном $\gamma - \alpha$ превращении могут служить готовыми источниками Франка – Рида и после завершения превращений можно получить тонкую структуру с высоким уровнем плотности дислокаций и с мелким аустенитным зерном.[6]

Таблица 7

Содержание углерода в тетрагональной решетке мартенсита в зависимости от температуры закалки стали ХГС

Температура закалки °С	Содержание % углерода
840	0,65
1000	0,68
1100	0,66
1200	0,7

Таблица 8

Содержание углерода в тетрагональной решетке мартенсита и процента остаточного аустенита в зависимости от температуры закалки стали 9ХВГ

Температура закалки	% С	% γ фазы
840	0,6	8,2
1000	0,6	12,3
1100	0,55	20,2
1200	0,6	24,2

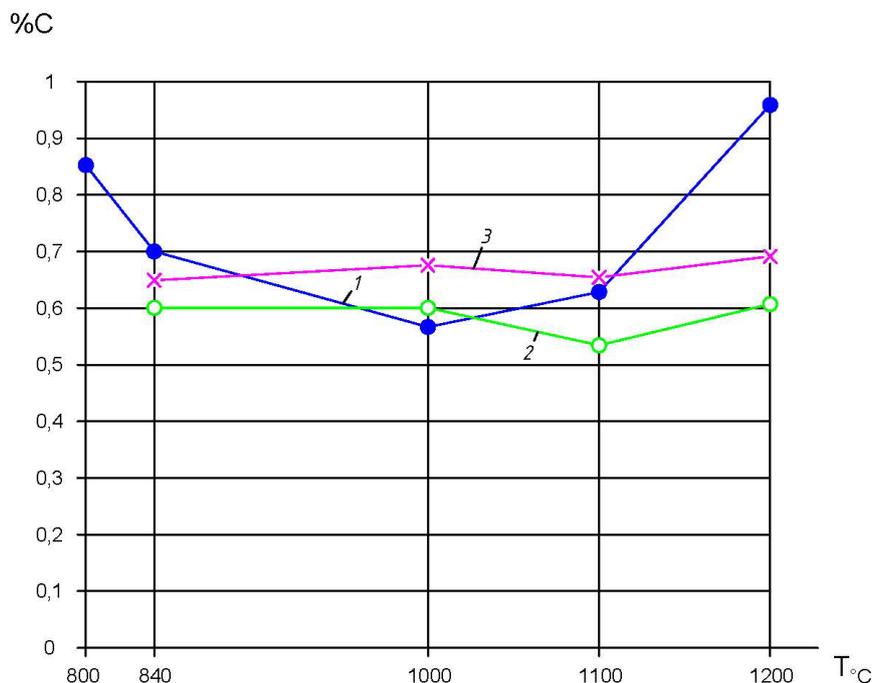


Рис.3. Влияние температуры закалки на количество углерода в тетрагональной решетке мартенсита инструментальных сталей

- 1 – сталь У11
- 2 – сталь 9ХВГ
- 3 – сталь ХГС

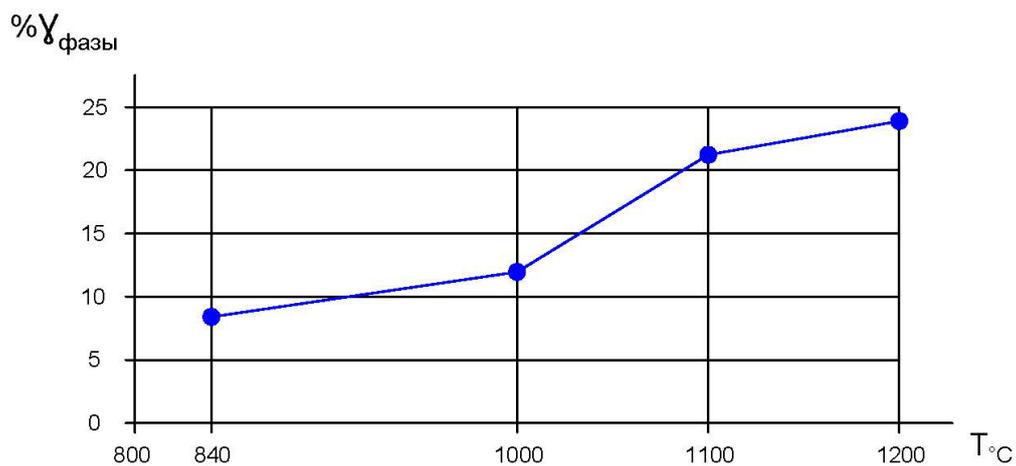


Рис. 4. Влияние температуры закалки на процент остаточного аустенита в γ – фазе стали 9ХВГ

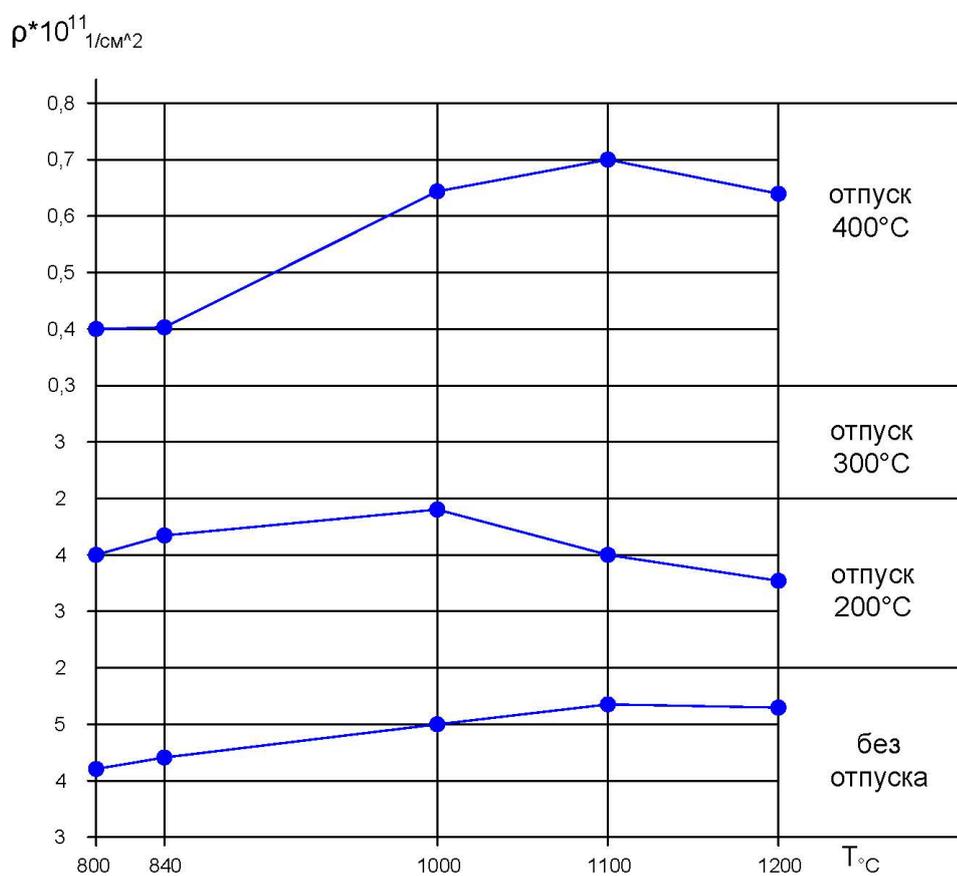


Рис. 5. Влияние режимов термической обработки стали У11 на плотность дислокаций

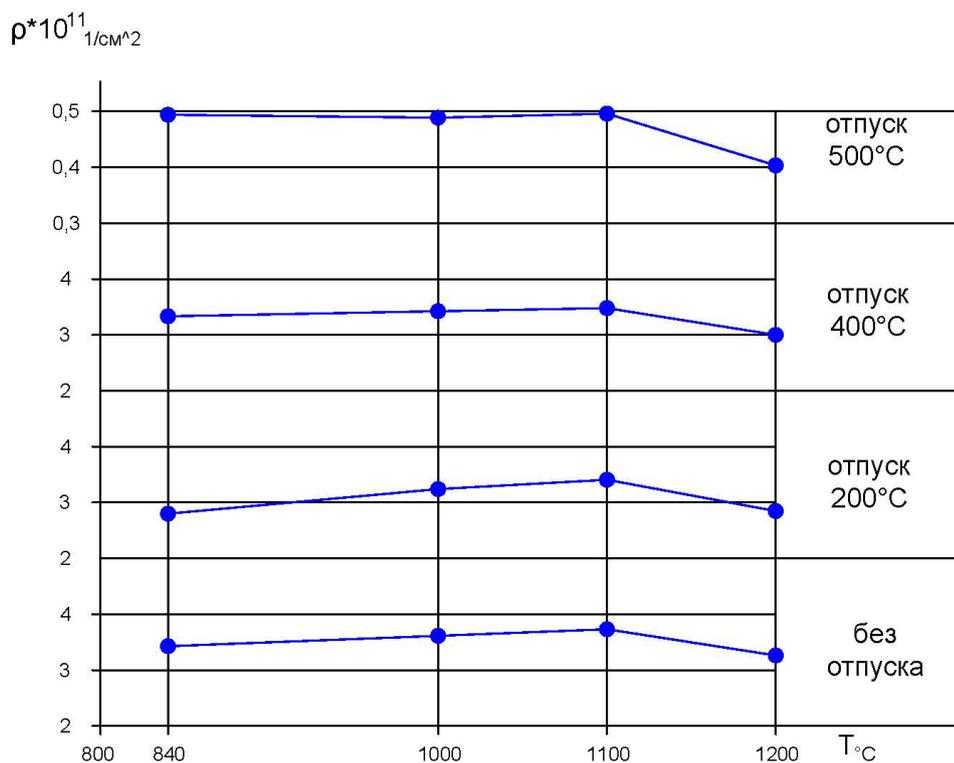


Рис. 6. Влияние режимов термической обработки стали ХГС на плотность дислокаций

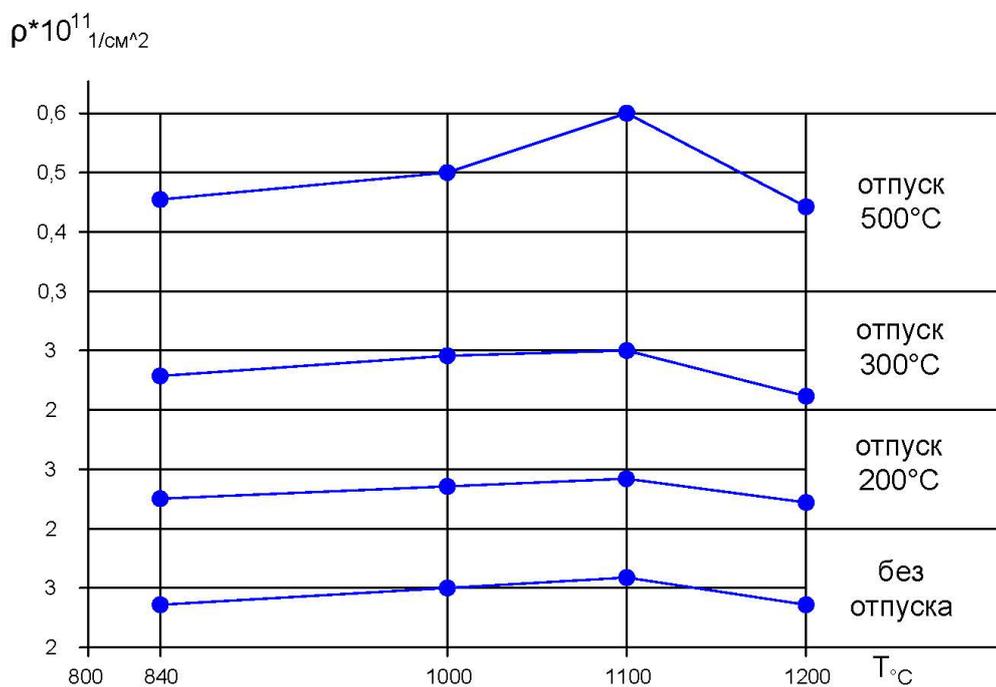


Рис. 7. Влияние режимов термической обработки на плотность дислокаций стали 9ХВГ

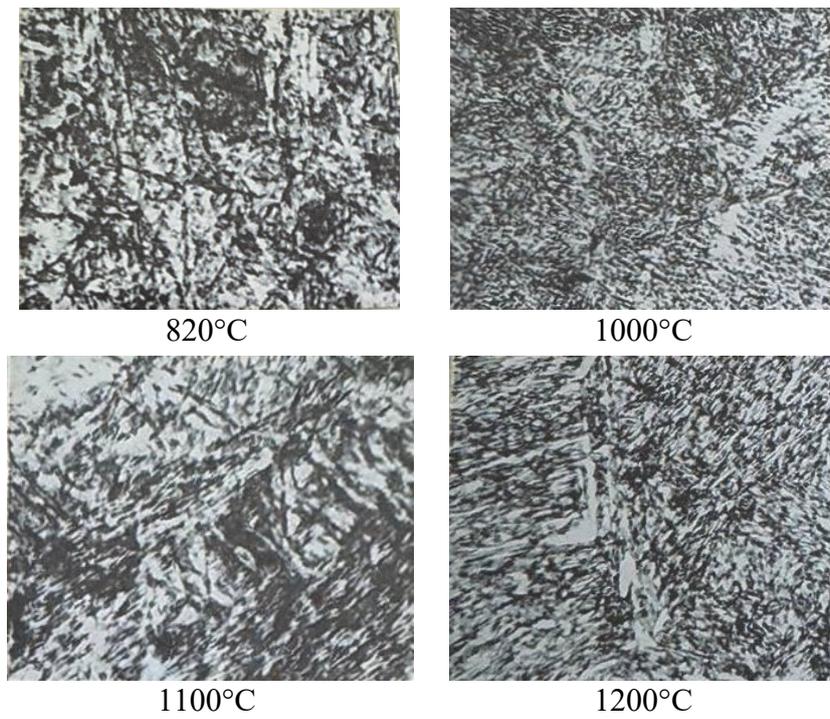


Рис. 8. Микроструктура стали У7 после закалки с различных температур

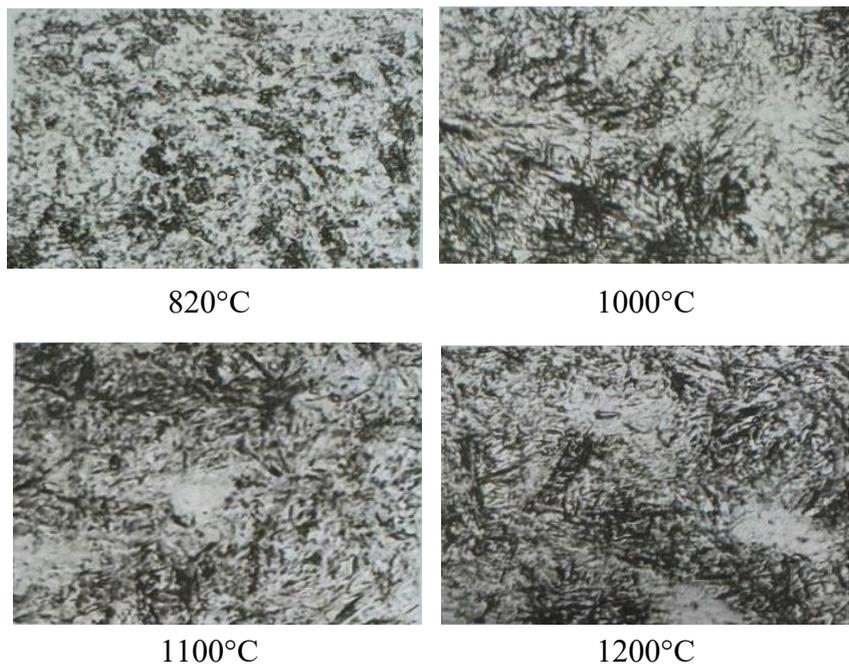


Рис.9. Микроструктура стали XГС после закалки с различных температур. x500.

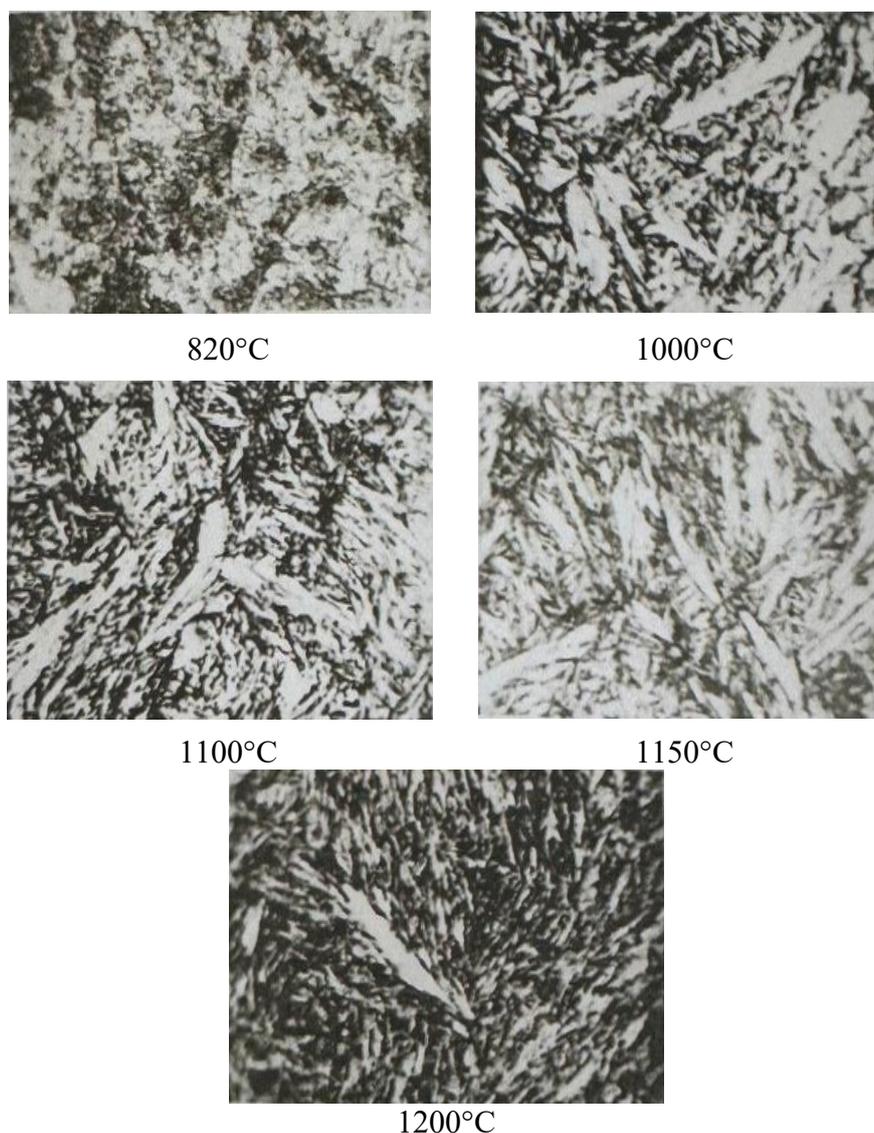


Рис.10. Микроструктура стали 9ХВГ после закалки от различных температур, без отпуска. х900.

V. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Суть данной разработки заключается в том, что определены условия формирования микроструктуры режущих ножей, состоящей из малоуглеродистого мартенсита, высокодисперсных карбидов и остаточного аустенита. Данная микроструктура образуется в результате проведения ступенчатой закалки и последующего отпуска, режимы которых позволяют повысить стойкость и красностойкость режущих ножей. В результате внедрения технологии ступенчатой закалки режущих ножей увеличилась стойкость ножей в 1,3-1,4 раза. Разработанный технологический режим ступенчатой закалки позволил увеличить твердость ножей на 15-20%. Ожидаемый годовой экономический эффект составляет 60 млн сум.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Югай С.С., Клейнер Л.М., Шацов А.А., Митрохович Н.Н. Структурная наследственность в низкоуглеродистых мартенситных сталях. – *Металловедение и термическая обработка металлов*, 2004 - №12, с. 24 – 28.
- [2] Подрезов Н.Н., Подрезова И.С. Влияние структурной наследственности на прочность реакторной Cr-Ni-Mo-V стали «Глобальная ядерная безопасность –Волгодонск, 2017» №4, с. 91-96.

- [3] Гребенков С. К., Шацев А. А., Ряпосов И. В. Деформационное упрочнение низкоуглеродистых мартенситных сталей с выраженной структурной наследственностью//Металловедение и термическая обработка металлов. – Москва, 2013 - №11, с. 34-36.
- [4] Дьяченко С.С. Наследственность при фазовых превращениях//Металловедение и термическая обработка металлов – Москва, 2000, №4, с.14-19.
- [5] Dyachenko S.S. Heredity in phase transformations mechanism of the phenomenon and effect on the properties//Metal Science and Heat Treatment. 2000 – vol. 42. Nas 3-4, pp. 122.
- [6] Дьяченко С.С., Александров Н.Г., Милосливская Е.А., Золотько В.А. Гидропрессование как малоотходный способ изготовления изделий с улучшенными свойствами – Харьков с изд «Основа» при ХГУ 2004-105 с.