

УДК 621.771:658.562

Фролова З.В.<sup>1</sup>, Хлестов В.М.<sup>2</sup>

### ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ НА РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЮ АУСТЕНИТА

*В статье рассмотрены особенности формирования аустенитной структуры малоуглеродистых сталей с карбонитридным упрочнением после различных режимов прокатки. Показано, что повышение сопротивления рекристаллизации при введении микродобавок Nb, Ti менее значительно, чем это оценивается в литературе.*

**Ключевые слова:** температура, контролируемая прокатка, микролегирование.

**Фролова З.В., Хлестов В.М. Вплив мікролегування на рекристалізацію аустеніту.** У статті розглянуті особливості формування аустенітної структури малоуглецевих сталей. Показано, що підвищення опору рекристалізації під час введення мікродобавок Nb, Ti менш значне, ніж у літературі.

**Ключові слова:** температура, контрольована прокатка, мікролегування.

**Frolova Z.V., Khlestov V.M. Influence of micro legation on recrystallization of austenite.** The article describes peculiarities of formation of austenite structure in low carbon steels. It was shown that rise of resistance of recrystallization at introduction of n Nb, Ti is of less significance, than it was estimated in literature.

**Keywords:** temperature, controlled rolling, micro legation.

**Постановка проблемы.** Как известно контролируемая прокатка является экономически выгодным технологическим процессом, позволяющим с одной стороны сократить производственный цикл, а с другой получить прокат с высоким комплексом механических свойств [1]. Однако в промышленном объеме она освоена лишь для штрипсовой стали, содержащей дефицитный ниобий. Делались и делаются попытки замены ниобия другими карбонитридными элементами, в частности титаном. Однако из-за нестабильности механических свойств этот вопрос остается открытым [2].

**Анализ последних исследований и публикаций.** Главная задача контролируемой прокатки - получение мелкого ферритного зерна, размеры которого в значительной мере определяются аустенитным зерном, сформировавшимся перед началом ферритного превращения [2,3].

**Цель статьи** - исследование, на базовой стали 10Г2 с различными микродобавками, эволюции аустенитного зерна после прокатки по различным температурным режимам.

Химический состав стали лабораторной выплавки представлен в таблице.

Предварительно образцы нагревали до 1150°C, выдерживали 5 минут, подстуживали вместе с печью до температуры деформации, затем прокатывали за один проход со степенью обжатия 25%. После прокатки их охлаждали с разными скоростями (1, 4, 10, 20 и 40°C/с) до 800°C и закаливали в соленой холодной воде. Контрольные образцы закаливали сразу после деформации. Прокатку всех сталей проводили при 1000 и 900°C, а при 850°C только стали 10Г2 и 10Г2Б.

Границы бывших аустенитных зерен выявлялись специальным травлением в пикриновой кислоте с активирующими добавками.

Для всех четырех марок стали были сопоставлены результаты, характеризующие эволюцию аустенитной структуры во время подстуживания до 800 °С после деформации при 1000 °С (рис.1).

В стали 10Г2, даже при условии достаточно быстрого охлаждения до 800 °С (40 °С/с), не удавалось сохранить мелкое зерно аустенита (зерно соответствовало 5-6 баллу).

Микролегирование ванадием (сталь 10Г2Ф) обуславливало измельчение аустенитного

<sup>1</sup> канд.техн.наук, доцент, Приазовский государственный технический университет, г.Марциполь

<sup>2</sup> канд.техн.наук, доцент, Приазовский государственный технический университет, г.Марциполь

Таблица

Химический состав исследованных сталей

Марки стали	Содержание элементов, %								
	C	Si	Mn	V	Nb	Ti	S	P	A
10Г2	0,12	0,32	1,48	-	-	-	0,003	0,003	0,03
10Г2Б	0,11	0,11	1,55	-	0,046	0,03	0,004	0,004	0,01
10Г2Ф	0,11	0,12	1,65	0,063	-	0,021	0,006	0,004	0,02
10Г2Т	0,10	0,25	1,47	-	-	0,09	0,003	0,004	0,01

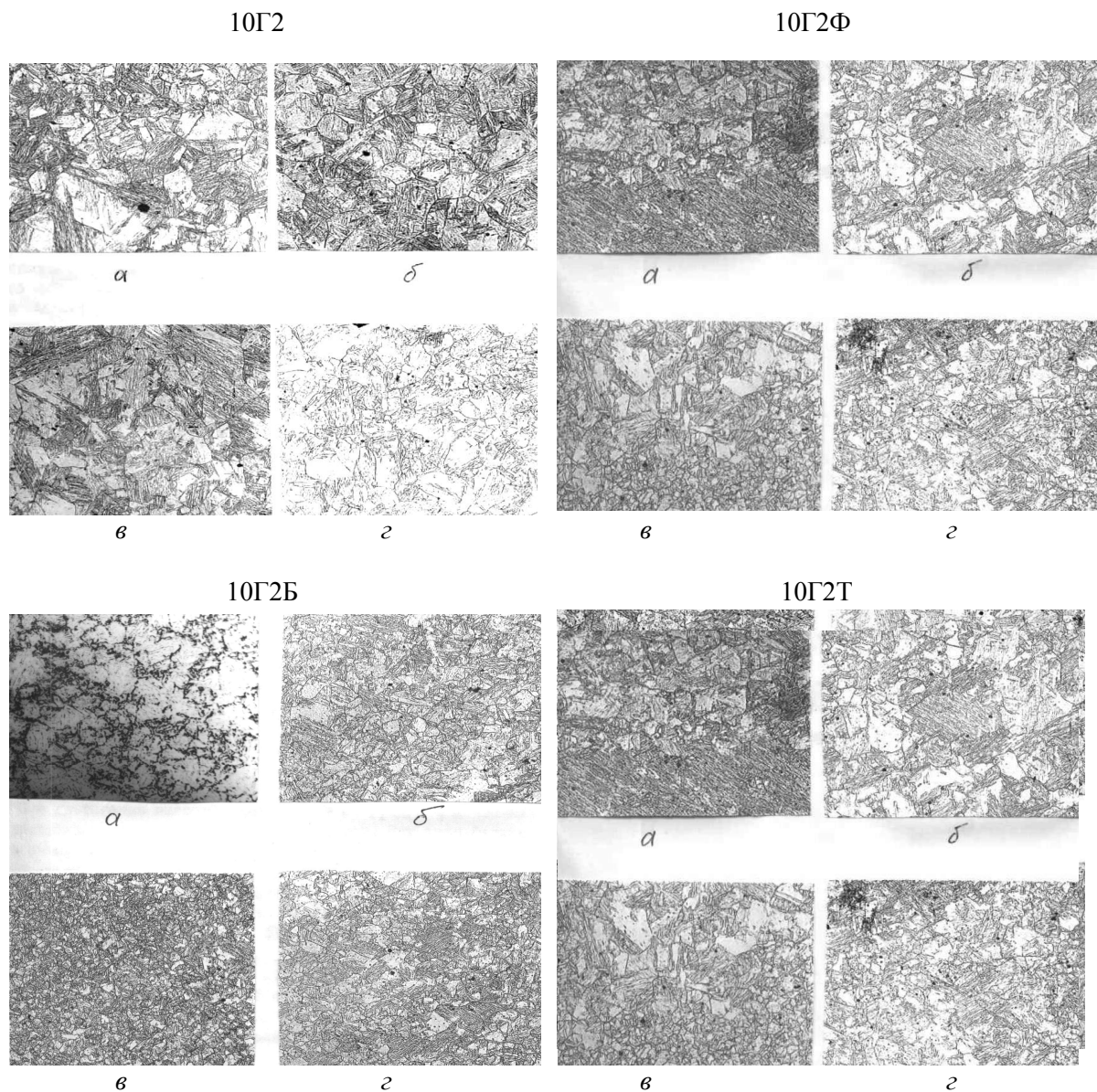


Рис.1 – Изменение зерна аустенита штрипсовых сталей после деформации на 25 % при 1000 °С во время охлаждения до 800 °С с различными скоростями, х200: а – немедленная закалка после деформации; б – закалка после подстуживания до 800 °С со скоростью 4 °С/с; в – закалка после подстуживания до 800°С со скоростью 20°С/с; г – закалка после подстуживания до 800°С со скоростью 40°С/с

зерна на 3-4 балла. Однак наблюдалась значительная разнотернистость структуры.

Исследование стали 10Г2Б показало, что утверждение об очень резком тормозящем действии микродобавок ниобия на рекристаллизацию аустенита после горячей деформации [3], по-видимому, является преувеличением. Даже в случае немедленной закалки после прокатки при 1000°С начальные стадии рекристаллизации аустенита в этой стали все же успевали пройти. Об этом свидетельствовали очень мелкие равноосные зерна, окаймляющие значительно более крупные и несколько вытянутые (деформированные и нерекристаллизованные) зерна. В случае охлаждения со скоростью 20°С/с первичная рекристаллизация проходила полностью. При этом формировалось зерно 10 балла. Только при более быстром охлаждении (40°С/с) первичная рекристаллизация не успевала завершаться. В случае сравнительно медленного подстуживания после деформации (4°С/с) в существенной мере развивалась собирательная рекристаллизация (зерно выросло до 8-9 балла). В отличие от стали 10Г2Ф, в стали 10Г2Б зерно аустенита было гораздо более мелким и однородным.

Наименее эффективной микролегирующей добавкой оказался титан. Зерно аустенита стали 10Г2Т после деформации при 1000°С было мельче зерна стали 10Г2 лишь на 1-2 балла. Однако оно было весьма однородно, что свидетельствует о протекании собирательной рекристаллизации во всем объеме.

После деформации при 900°С были получены следующие результаты (рис.2).

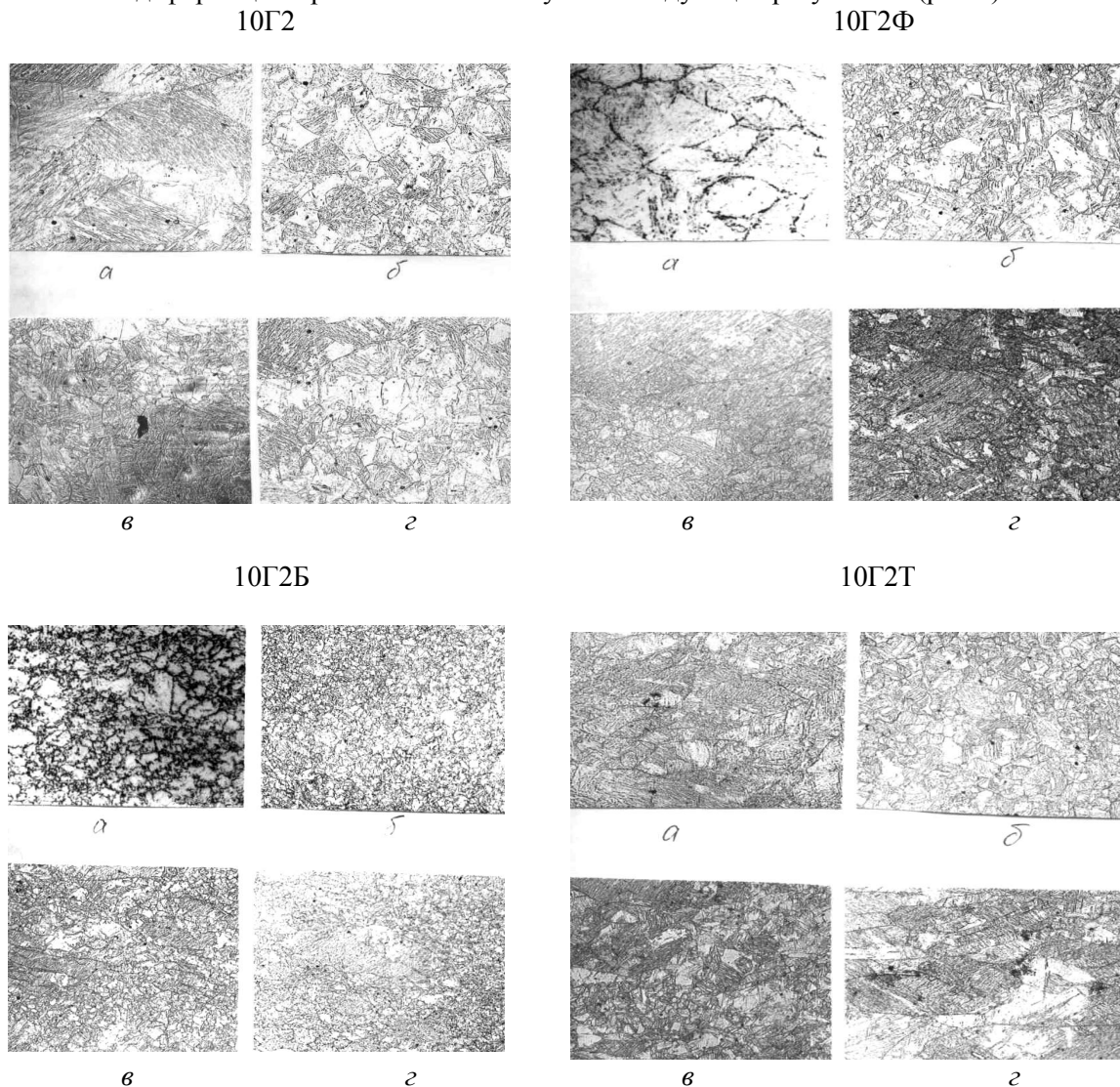


Рис.2 – Изменение зерна аустенита штрипсовых сталей после деформации на 25 % при 900°С во время охлаждения до 800°С с различными скоростями, х200: а – немедленная закалка после деформации; б – закалка после подстуживания до 800°С со скоростью 4°С/с; в – закалка после подстуживания до 800°С со скоростью 20°С/с; г – закалка после подстуживания до 800°С со скоростью 40°С/с.

В стали без микродобавок (10Г2) и в этом случае имело место малое сопротивление рекристаллизации. После прокатки при 900°C полностью подавить рекристаллизацию обработки не удавалось даже немедленной закалкой. По границам крупных деформированных аустенитных зерен кое-где появлялись мелкие равноосные зерна. Первичная рекристаллизация успевала полностью пройти при подстуживании до 800°C со скоростью 20°C/с. При скорости вдвое большей (40°C/с) рекристаллизация уже не успевала завершиться полностью.

При сопоставлении результатов, полученных на стали 10Г2, выявился тот факт, что размер аустенитного зерна при снижении температуры прокатки с 1000 до 900°C почти не изменялся.

Снижение температуры деформации в стали 10Г2Ф от 1000 до 900°C приводил к более заметным эффектам, чем в стали 10Г2. Во-первых, немедленной закалкой полностью подавлялась рекристаллизация обработки аустенита после деформации при 900°C. Во-вторых, рекристаллизация успевала завершиться только при достаточно медленном охлаждении (4°C/с) до 800°C. Однако, по завершении рекристаллизации обработки, сформировавшееся аустенитное зерно измельчалось незначительно и сохранялась тенденция к разнотерности.

В стали 10Г2Б также наблюдались существенные отличия в развитии рекристаллизационных процессов при снижении температуры деформации от 1000 до 900°C. Если после деформации при 1000°C первичная рекристаллизация успевала полностью завершиться при охлаждении со скоростью 20°C/с, то после деформации при 900°C – только со скоростью 1°C/с. При ускорении охлаждения до 4°C/с первичная рекристаллизация уже не успевала полностью завершиться, а в случае охлаждения со скоростью 40°C/с она протекала в незначительной мере. Максимальное измельчение зерна при рекристаллизации достигалось в стали 10Г2Б при охлаждении после прокатки при 900°C со скоростью 1°C/с. При этом формировалось аустенитное зерно 11 балла.

В стали 10Г2Т после деформации при 900°C так же отмечалось торможение рекристаллизационных процессов, но степень измельчения зерна аустенита в результате рекристаллизации, по сравнению со сталью 10Г2, по-прежнему незначительна.

Изучение изменений аустенитного зерна после деформации при 850°C и последующем подстуживании до 800°C с различными скоростями проводилась на базовой стали 10Г2 и стали 10Г2Б, показавшей наиболее благоприятные и стабильные результаты (рис.3).

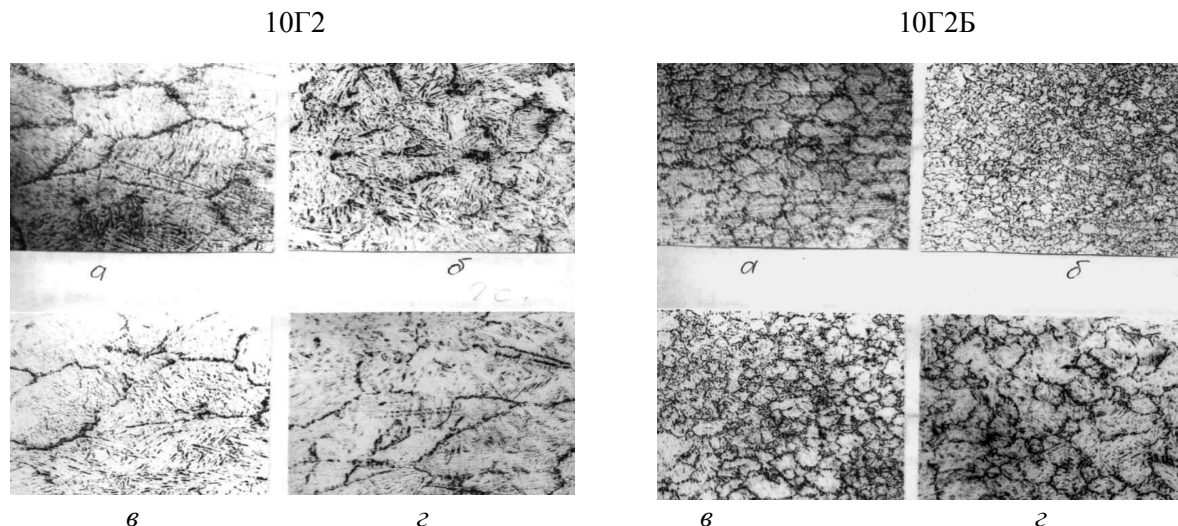


Рис.3 – Изменение зерна аустенита штрипсовых сталей во время охлаждения до 800 °С с различными скоростями, х200: а – немедленная закалка после деформации; б – закалка после подстуживания до 800 °С со скоростью 1 °С/с; в – закалка после подстуживания до 800 °С со скоростью 4 °С/с; г – закалка после подстуживания до 800 °С со скоростью 20 °С/с.

При снижении температуры прокатки до 850°C в стали 10Г2 отмечалось ещё более заметное подавление рекристаллизационных процессов. Так, после деформации при 900°C первичная рекристаллизация почти полностью проходила при охлаждении со скоростью

40°C/с, после прокатки при 850°C с последующим подстуживанием до 800°C со скоростью 20°C/с она даже не успевала начаться.

В стали 10Г2Б при снижении температуры деформации до 850 °С, несмотря на наличие ниобия, рекристаллизация обработки успевала пройти почти полностью при довольно умеренном охлаждении (1°C/с).

#### **Выводы**

1. Повышение сопротивления рекристаллизации при введении микродобавок ниобия и титана оказалось менее значительным, чем это оценивается в литературе.
2. Из всех исследованных микродобавок наиболее слабо подавлял рекристаллизационные процессы титан.
3. Ванадий на развитие рекристаллизации оказывал нестабильное влияние, что обуславливало значительную разнородность аустенита.

#### **Список использованных источников:**

1. Погоржельский В.И., Литвиненко Д.А., Матросов В.И. Контролируемая прокатка. /В.И.Погоржельский, Д.А.Литвиненко, В.И.Матросов - М.: Металлургия, 1979. - 184 с.
2. Эфрон М.И., Литвиненко Д.А. Микролегирование и термомодеформационная обработка малоуглеродистых сталей массового назначения. /М.И. Эфрон, Д.А.Литвиненко //Сталь. - №6. - 1997. - С. 63-67.
3. Матросов Ю.И. Освоение на ОАО МК "Азовсталь" промышленного производства толстолистовой стали категории прочности Х65 для глубоководного газопровода / Ю.И. Матросов, О.В., Носоченко, Н.В.Ганошенко и др.: Труды 5-й международной научно-технической конференции «Харьковский трубный завод». – Крым, 2005. – С.33-43.

Рецензент: Ф.К.Ткаченко  
д-р техн. наук, проф., ПГТУ

Статья поступила 28.04.2010

УДК 669.14:669.788.001.5

Ткаченко К.И.<sup>3</sup>, Мирошниченко В.И.<sup>4</sup>, Ткаченко Н.В.<sup>5</sup>

### **РАСЧЕТНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ТВЁРДЫХ РАСТВОРОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА**

*На основе предложенной методики расчета теплоты смешения растворов замещения по изменению их электронной конфигурации, в рамках теории регулярных растворов определены значения параметра  $Q_{см}$  для бинарных систем Fe-Me. Дана оценка уровня отклонения от хаотичного распределения атомов в растворах исследованных систем.*

**Ключевые слова:** *теплота смешения, теплота испарения, квазихимическая теория, кластеры, идеальный раствор.*

**Ткаченко К.І., Мірошниченко В.І., Ткаченко Н.В. Розрахункове визначення термодинамічних параметрів твердих розчинів на основі заліза.** *На основі запропонованої методики розрахунку теплоти змішення розчинів заміщення по зміні їх електронної конфігурації, в рамках теорії регулярних розчинів, визначені значення параметра  $Q_{см}$  для бінарних систем Fe-Me. Дана оцінка рівня відхилення від хаотичного розподілу атомів в розчинах досліджених систем.*

**Ключові слова:** *теплота змішування, теплота випаровування, квазіхімічна теорія, кластери, ідеальний розчин.*

<sup>3</sup> канд. техн. наук., ассистент, Приазовский государственный технический университет, г. Мариуполь

<sup>4</sup> аспирант, ассистент, Приазовский государственный технический университет, г. Мариуполь

<sup>5</sup> аспирант, ст. лаборант, Приазовский государственный технический университет, г. Мариуполь