

**ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ
В МАЛОКРЕМНИСТОЙ СТАЛИ ТИПА 20Г2**

М. Ю. Амбражей, *А. П. Клименко

Национальная металлургическая академия Украины,

**Днепропетровский государственный химико-технологический университет*

Постановка проблемы. За последнее десятилетие отечественные металлургические предприятия перешли на производство проката из стали с регламентированным химическим составом. Например, отечественная и зарубежная нормативная документация нормирует, в основном, не марки стали, а предельные содержания углерода и величину углеродного эквивалента (ДСТУ 3760, СТО АСЧМ 7, ГОСТ Р 52544, ISO 6935, EN 10080 и др.), а также характеристики механических свойств. Это позволяет существенно экономить легирующие элементы при сопоставимом уровне механических свойств, определяемых не только химическим составом стали, но и технологией термического упрочнения готовых изделий в потоке прокатного стана. По сравнению с ранее применявшимися марками типа Ст3, Ст5, 20ГС, 25Г2С, 35ГС химический состав стали претерпел изменения [1–6]. Поэтому работа, направленная на уточнение кинетики распада аустенита малоуглеродистых и низколегированных малокремнистых сталей нового поколения, является актуальной.

Анализ последних исследований и публикаций в данном направлении. В работах [7–11] приведены результаты систематических исследований влияния содержания углерода и легирующих элементов на температурные интервалы и кинетику распада переохлажденного аустенита. Авторами отмечается воздействие на температурно-временные параметры превращений таких факторов как: колебание химического состава в пределах марочного, ликвация элементов по сечению заготовки, размер действительного зерна аустенита, деформационно-термическое воздействие на аустенит, режим охлаждения. Кроме того, на изменение процессов структуро- и фазообразования оказывает влияние внесение примесей цветных металлов при переплаве металлолома и др. [9; 12].

Выделение нерешенных ранее частей общей проблемы. Стали типа Ст3ГРпс, Ст3ГТРпс, 20Г2 широко применяются для производства арматуры, катанки и другого проката. В частности, подобные стали применяются для производства арматурного проката класса А500С: Ст3ГРпс – диаметром 8–16 мм, Ст3ГТРпс – диаметром 18–22 мм и 20Г2 – диаметром 25–32 мм [6; 13]. Кинетика распада аустенита сталей типа Ст3 современного производства изучалась в работах [10; 11], имеющиеся литературные данные по кинетике распада аустенита сталей типа 20Г2 [8] в определенной степени устарели и требуют уточнения с учетом существующих технологических особенностей современного производства.

Учитывая значительные объемы производства подобной продукции, следует отметить, что уточнение кинетики распада переохлажденного аустенита широко применяемых малокремнистых сталей нового поколения является актуальной задачей.

Цель работы. Исследовать особенности кинетики фазовых и структурных превращений стали типа 20Г2, применительно к конкретным производственным условиям, используя полученные зависимости для совершенствования существующих и разработки новых режимов термической обработки сортового проката и катанки.

Материал и методика исследований. Исследования особенностей структуро- и фазообразования выполнены в лабораторных условиях на образцах, изготовленных из стали типа 20Г2 промышленной плавки ОАО «АрселорМиттал Кривой Рог» (химический состав см. табл. 1).

Таблица 1

Химический состав рассмотренных сталей

Марка стали	Номер плавки	Содержание элемента, % по массе					C _{экв.1)} , %
		C	Mn	Si	S	P	
20ГC ²⁾	–	0,17-0,22	1,0-1,5	1,0-1,5	≤0,040	≤0,040	0,44-0,62
25Г2C ³⁾	–	0,20-0,29	1,2-1,6	0,60-0,90	≤0,045	≤0,040	0,46-0,66
35ГC ³⁾	–	0,30-0,37	0,8-1,2	0,60-0,90	≤0,045	≤0,040	0,49-0,67
19Mn ⁵⁾ [8]	–	0,23	1,53	0,40	0,010	0,019	0,53
20ГТЮР ⁵⁾ [11]	–	0,20	1,20	0,26	0,011	0,026	0,43
20Г2	215439	0,21	1,41	0,21	0,015	0,010	0,47

Примечания:

- 1) значение углеродного эквивалента по формуле (2) ДСТУ 3760:2006;
- 2), 3), 4) согласно ГОСТ 10884-94, ГОСТ 5781-82, DIN 17175 соответственно;
- 5) содержание Al – 0,07 %; Ti – 0,04 %; В – 0,003 %.

Заготовки указанной стали были переработаны в условиях ОАО «АрселорМиттал Кривой Рог» на прокат диаметром 12,0 мм по ТУ У 27.1–24432974–007:2005 на непрерывном проволочном стане МПС 250/150 с использованием двухстадийного охлаждения.

Для регистрации процессов превращений в металле и установления соответствующих температур (или интервалов температур) фазовых превращений применяли дифференциально-термический метод анализа (ДТА) [14]. В качестве эталона использовали образцы из нержавеющей стали 08Х18Н10Т, которая не испытывает превращений в рабочем интервале температур.

Регистрация абсолютной температуры осуществлялась при помощи вторичного прибора КСП–4, а разности температуры образца и эталона – прибором ПДП–4–002.

При построении термокинетической диаграммы отсчет времени охлаждения производился от момента достижения образцом температуры критической точки Ас₃, что соответствует общепринятой методике построения термокинетических диаграмм [8]. Температура аустенитизации образцов составляла Ас₃ + 50 °С, время выдержки 10 мин; диапазон скорости охлаждения образцов V_{охл} = 0,08 °С/с...406 °С/с.

Микроструктуру после различных режимов обработки исследовали на образцах ДТА. Поверхность шлифа располагали вблизи места крепления

термопары. Шлифы изготавливали по стандартной методике. Микроструктуру изучали с помощью металлографического оптического микроскопа “Neophot-21”, “Axiovert 200 M MAT”. Определение соотношения структурных составляющих проводили по шкалам ГОСТ 8233–56. Оценку величины действительного зерна аустенита проводили в соответствии с ГОСТ 5639–82.

Измерения твердости образцов ДТА проводили по методу Виккерса в соответствии с ГОСТ 2999–75 на приборе ТПП–2 при нагрузке 5 кг.

Результаты исследований. По результатам экспериментальных исследований построена термокинетическая диаграмма распада аустенита стали 20Г2 (рис. 1). Микроструктура образцов приведена на рисунке 2, 3.

На диаграмму нанесены данные о соотношении структурных составляющих. Цифры у кривых, обозначающих границы температурных интервалов превращений, указывают процентное содержание составляющих микроструктуры сталей, образовавшихся на данной стадии распада аустенита. Цифры под кривыми охлаждения соответствуют твердости образцов (HV), охлажденных с данной скоростью.

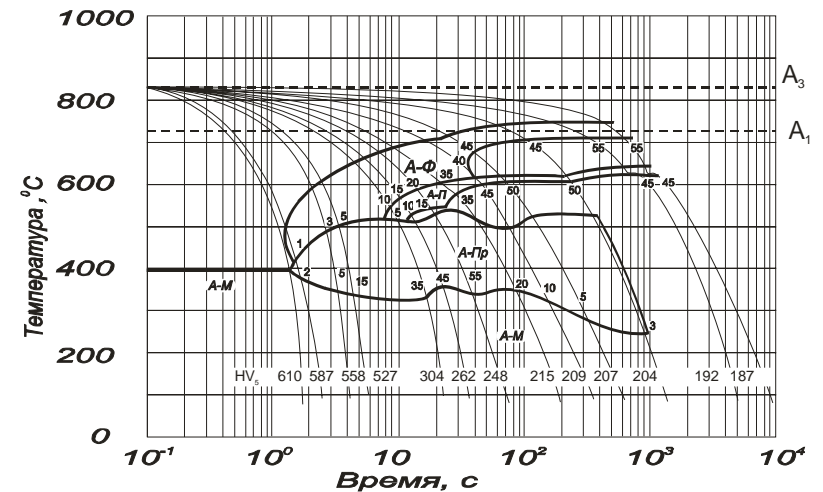


Рис. 1. Термокинетическая диаграмма распада аустенита стали 20Г2

Анализ кинетики распада аустенита стали 20Г2 показал, что минимальная устойчивость аустенита составляет 1,5 с при скорости охлаждения 405 °C/с. Образование 3–5 % структур промежуточного превращения (бейнита) начинается при скоростях охлаждения 0,6–1,2 °C/с.

Максимальное количество структур промежуточного превращения в структуре образцов (40–55 %) наблюдали в интервале скоростей охлаждения 11...33 °C/с. Помимо этого в структуре содержится 30...10 % избыточного

феррита, 15...5 % перлита и 10–20 % мартенсита. При более высоких скоростях охлаждения в структуре увеличивается содержание мартенсита.

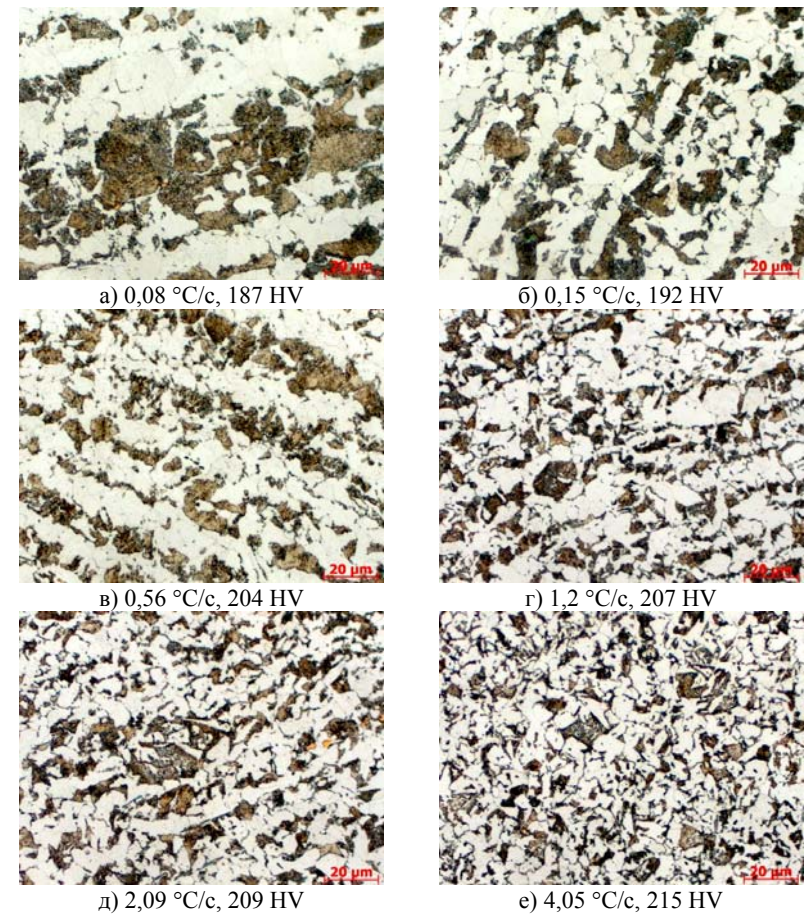


Рис. 2. Микроструктура стали 20Г2, скорости охлаждения 0,08...4,05 °C/c (× 500, × 1,5)

Максимальному содержанию продуктов промежуточного превращения соответствует твердость образцов 230–305 HV₅.

В интервале скоростей охлаждения 1...25 °C/c образование структур промежуточного превращения начинается при температурах 530...500 °C. Температуры начала мартенситного превращения в указанном интервале скоростей охлаждения составляют 350...250 °C.



а) 10,5 °C/с, 248 HV



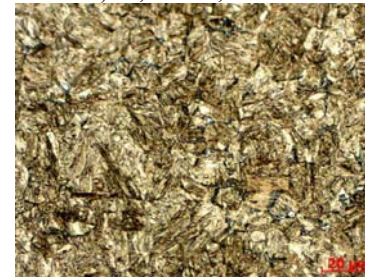
б) 20,85 °C/с, 262 HV



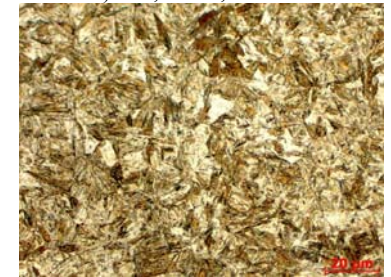
в) 33,18 °C/с, 304 HV



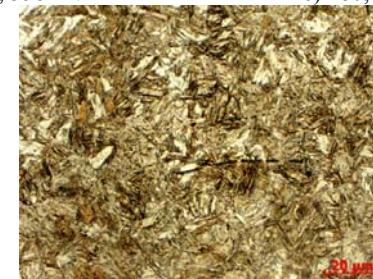
г) 121,6 °C/с, 527 HV



д) 178 °C/с, 558 HV



е) 280,71 °C/с, 587 HV



ж) 405,55 °C/с, 610 HV

Рис. 3. Микроструктура стали 20Г2, скорости охлаждения 11...406 °C/с (× 500, × 1,5)

Температура начала мартенситного превращения стали 20Г2 исследованного химического состава 395 °С, твердость мартенсита 610 HV₅.

Влияние схемы легирования на кинетику фазовых превращений определяли сравнительным анализом диаграммы распада аустенита стали 20Г2 и ТКД стали 19Mn5, приведенной в работе [8] (см. рис. 4), а также с ТКД стали 20ГТЮР [11] (см. рис. 5).

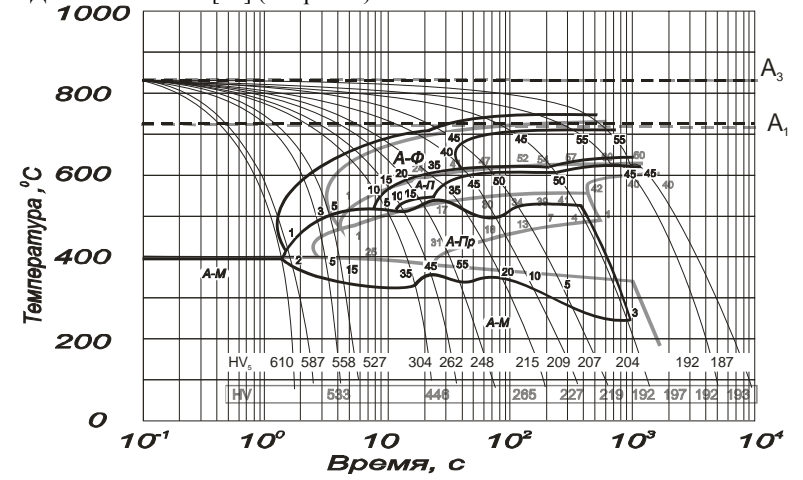


Рис. 4. Сравнительный анализ ТКД сталей:
 — 20Г2, — 19Mn5 [8]

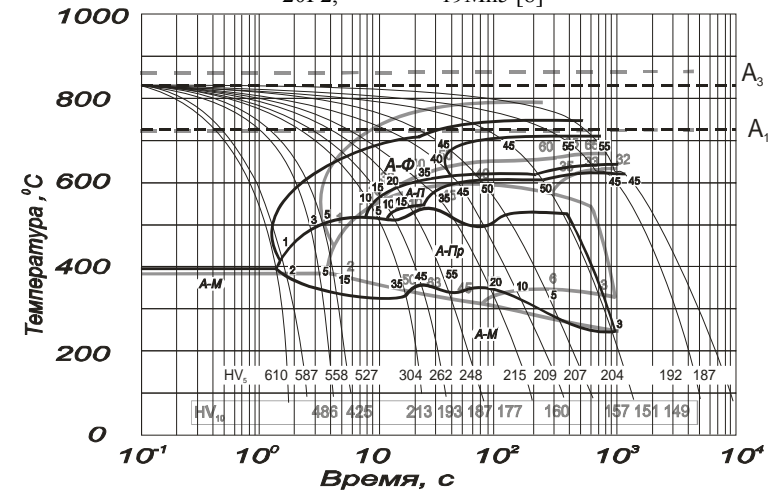


Рис. 5. Сравнительный анализ ТКД сталей:
 — 20Г2, — 20ГТЮР [11, с. 286]

Анализ полученных данных показал, что комплексное легирование Mn, Ti, Al, B увеличивает устойчивость аустенита до 2,8 с по сравнению с 1,5 с при легировании только Mn. В то же время, легирование только до 1,4 % Mn понижает температурные интервалы стадий распада аустенита.

В интервале скоростей охлаждения 1–25 °C/с температуры начала образования избыточного феррита понижаются от 780...70 °C в стали 20ГТЮР до 720...680 °C в стали 20Г2 и уменьшается количество избыточного феррита в структуре стали. Температуры начала перлитного превращения при скоростях охлаждения понижаются от 650...600 °C до 610...600 °C, соответственно.

Температуры начала перлитного превращения в указанном интервале скоростей охлаждения составляют в стали 20ГТЮР 600..550 °C и 530...510 °C в стали 20Г2.

В интервале скоростей охлаждения 1...25 °C/с у сталей 20ГТЮР и 20Г2 близкие интервалы температур начала образования мартенсита – 350...250 °C/с.

Твердость образцов стали 20ГТЮР после охлаждения со скоростями от 1 до 25 °C/с составляет 151...213 HV₅, а у стали 20Г2 – 204...304 HV₅.

Сравнительный анализ диаграмм сталей 19Mn5 [8] и 20Г2 позволяет прогнозировать изменения микроструктуры и твердости металла при колебаниях химического состава в пределах марочного.

Стали имеют сходные температурные интервалы начала образования перлита, с более высоким его содержанием в стали 20Г2.

В интервале скоростей охлаждения 1...25 °C/с температуры начала образования продуктов промежуточного превращения в стали 19Mn5 [8] составляют 550...500 °C, а в стали 20Г2 – 530...500 °C. Максимальное содержание продуктов промежуточного превращения в структуре стали 19Mn5 [8] при указанных скоростях охлаждения составляет 35 %, а в стали 20Г2 – 35...55 %. Твердость образцов стали 19Mn5 [8] при этом возрастает от 192 до 400 HV₅, а стали 20Г2 – от 204 до 304 HV₅.

Выводы и перспективы дальнейших исследований. Исследована кинетика распада аустенита низколегированной малокремнистой стали типа 20Г2 промышленного производства. Отличие от существующей термокинетической диаграммы близкого марочного состава вызвана меньшей концентрацией легирующих элементов: марганца и кремния. Указанный факт вызывает уменьшение устойчивости переохлажденного аустенита и понижает прокаливаемость стали. Использование полученной информации позволит целенаправленно разрабатывать режимы термической обработки сортового проката и катанки. Перспективны дальнейшие исследования влияния добавок *Ti, B, Al* на кинетику распада аустенита низколегированной малокремнистой стали типа 20Г2 промышленного производства.

Литература

1. Технология выплавки микрелегированных малокремнистых арматурных сталей повышенной и высокой прочности / В. А. Вихлевщук, Ю. Н. Омесь, А. В. Кекух [и др.] // Сталь. –1999. – № 6. – С.18–21.
2. Вихлевщук В. А., Омесь Н. М., Нечепоренко В. А., Макаров Г. О., Любимов И. М. Малокремнистые арматурные стали повышенной прочности / НАН Украины; Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова. — К. : Наук. думка, 1999. – 151с. – Библиогр.: с. 146–150. – ISBN 966-00-0505-9.
3. Вихлевщук В. А., Дубина О. В., Поляков В. А., Сокуренько А. В., Самохвалов С. Е. Научные и технологические основы производства арматурных сталей нового поколения / НАН Украины; Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова; Криворожский гос. горно-металлургический комбинат "Криворожсталь"; ОАО "Холдинг-компания "Интермет" ; Днепродзержинский гос. технический ун-т. — К. : Наукова думка, 2001. – 158с. – Библиогр.: с. 143–152. – ISBN 966-00-0704-3.
4. Вихлевщук В. А., Дубина О. В., Сокуренько А. В., Омесь Н. М., Любимов И. М. Низко- и малокремнистые спокойные стали / НАН Украины. Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова; Криворожский гос. горно-металлургический комбинат "Криворожсталь"; Институт электросварки им. Е. О. Патона; ОАО "Холдинг-компания "Интермет". – К. : Наукова думка, 2001. – 175с.: рис., табл. – Библиогр.: с. 164–175. – ISBN 966-00-0706-X.
5. Вихлевщук В. А., Дубина О. В., Ноговицын А. В., Сацкий В. А., Сокуренько А. В. Теория и практика прокатки малокремнистых арматурных сталей / НАН Украины; Институт черной металлургии; Криворожский гос. горно-металлургический комбинат "Криворожсталь"; ОАО "Холдинг-компания "Интермет"; Государственный научно-исследовательский ин-т строительных конструкций. – К. : Наукова думка, 2001. – 139с.: рис., табл. – Библиогр.: с. 130–137. – ISBN 966-00-0705-1.
6. Гринев А. Ф. Свариваемый арматурный прокат нового поколения [На соискание Государственной премии Украины в области науки и техники 2001 г.] // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2001. – № 4. –С. 4.
7. Попова Л. Е. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана. Справочник термиста / Л. Е. Попова, А. А. Попов. –3-е изд. – М.: Металлургия, 1991. –503 с.
8. Wever F.; Rose, A.: Atlas zur Wdrmebehandlung der Stdhle. Bd. 1. – Dusseldorf: Verein Deutscher Eisenhutenleute, Verlag Stahleisen M. B. H, 1961 –257 Blatt.
9. Садовский В. Д. Структурная наследственность в стали. – М. : Металлургия, 1973. – 205 с.
10. Исследование формирования структуры и свойств стали 3пс с различным содержанием бора при ускоренном охлаждении с построением ТКД, учитывающих деформационное воздействие [Текст] : отчет о НИР (заключ.) / Национальная металлургическая академия Украины ; рук.

- Дейнеко Л. Н., – Днепропетровск, 2002. –51 с. – Исполн. Карнаух А. И. – Библиогр.: С. 41–44. – № ГР 0102U005067.
11. Клименко А. П., Карнаух А. И., Буря А. И., Сытар В. И. Дифференциально-термический анализ и технологии термической обработки: монография. – Д.: Пороги, 2008. – 323с. : рис., табл. – ISBN 978-966-525-942-8.
 12. Гуляев А. П. Теория предельного легирования // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1965. – № 8. – С. 11–14.
 13. Комплексная оценка эксплуатационных качеств сварных соединений арматурного проката, выпускаемого комбинатом “Криворожсталь” [Текст]: отчет о НИР (заключ.) / Государственный комитет Украины по строительству и архитектуре, ТК “Арматура для железобетонных конструкций”. – Киев, 2002. – 140 с.
 14. Бернштейн М. Л., Рахштадт А. Г. Металловедение и термическая обработка стали: Справ. изд. – 3-е изд., перераб. и доп. в 3 т., Т.1. Методы испытаний и исследования. – М. : Металлургия, 1983. – С. 280.