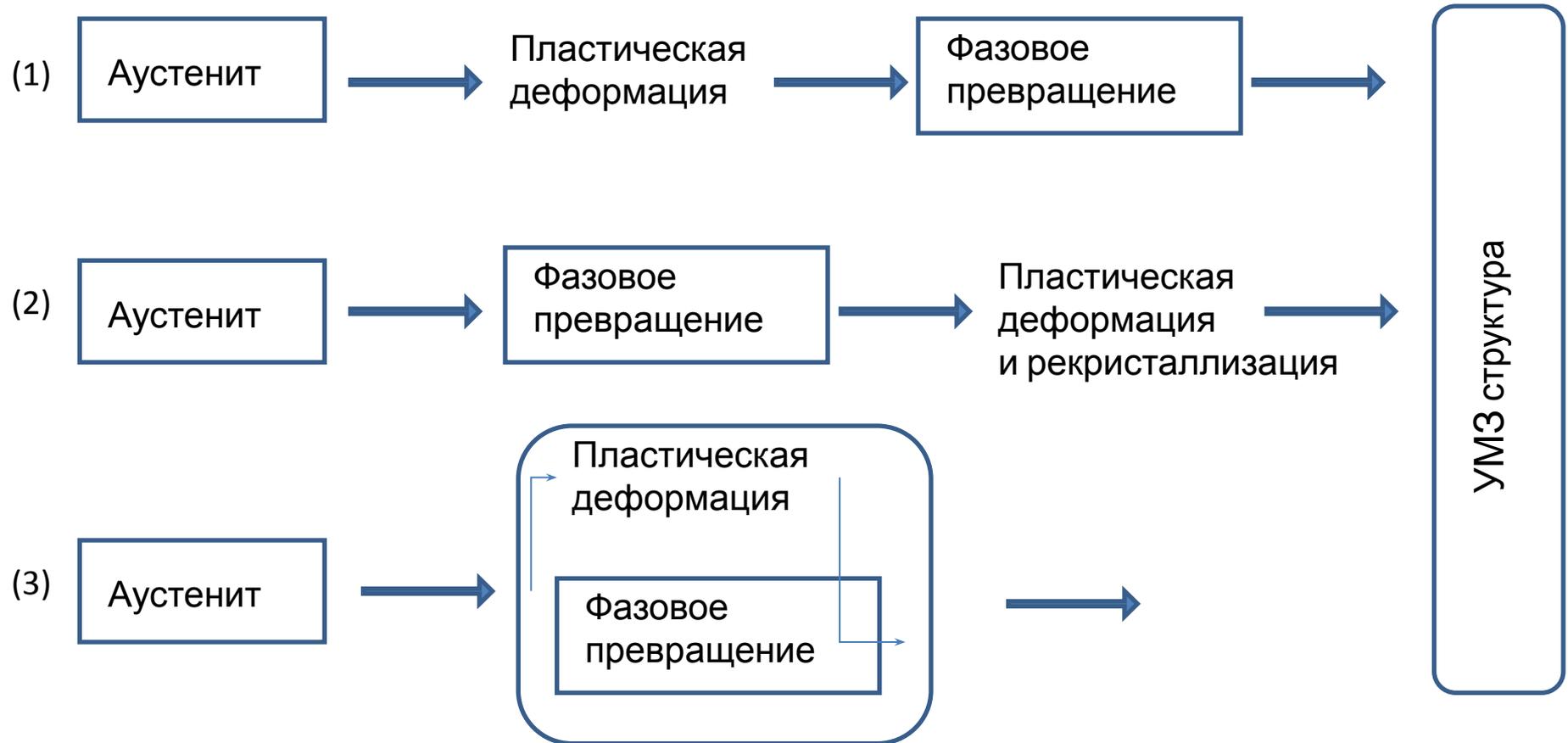


Тема 6. Новые методы получения УМЗ структур в сталях и сплавах

Обзоры по методам получения УМЗ структур без привлечения ИПД:

- New Routes for Fabricating Ultrafine-Grained Microstructures in Bulky Steels without Very-High Strains. *Tsuji. , Advanced Engineering Materials, 2010, 12, No. 8.*
- Enhanced structural refinement by combining phase transformation and plastic deformation in steels. *Tsuji, Maki, Scripta Materialia, 2009, 60.*
- Nanostructural Engineering of Steel. *Hodgson, Timokhinay, Beladiz, Sabirov, Pereloma . SimPro'08, Ranchi, India, 2008.*
- Phase transformations contributing to the properties of modern steels. *Bhadeshia. Bulletin of Polish Ac. Of Sciencel. 2010, 58, No.2*
- Recent Trends in Producing Ultrafine Grained Steels. *Halfa, Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering, 2014, 2, 428-469*

6.1. Пути получения УМЗ и наноструктурных материалов без привлечения ИПД (сочетание обычных видов ОМД и термической обработки)



6.2. Деформация материнской фазы перед фазовыми превращениями. Ферритное превращение, индуцированное деформацией аустенита

DIFT (Deformation Induced Ferrite Transformation) – ферритное превращение, индуцированное деформацией или DSIT -dynamic strain-induced transformation

Термодинамика DIFT (DSIT)

Изменение свободной энергии при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении недеформированного аустенита:

$$\Delta G = -V \Delta G_{хим.} + S\sigma + V\gamma \quad (1)$$

- $\Delta G_{хим.}$ - химическая движущая сила (разность удельных свободных энергий α и γ фаз;
 σ - поверхностная энергия (межфазная) энергия α и γ фаз;
 γ - объемная упругая энергия;

Изменение свободной энергии при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении деформированного аустенита оказывается выше на величину $V \Delta G_d$:

$$\Delta G = -V \Delta G_{хим.} + S\sigma + V\gamma - V \Delta G_d = -V(\Delta G_{хим.} + \Delta G_d) + S\sigma + V\gamma \quad (2)$$

ΔG_d - энергия деформации, запасенная в единице объема γ фазе;

Таким образом, общая движущая сила превращения деформированного аустенита увеличивается. Следовательно, $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение в процессе деформации аустенита может начаться выше температуры A_{r3} , определенной для недеформированного аустенита (рис.1, 2).

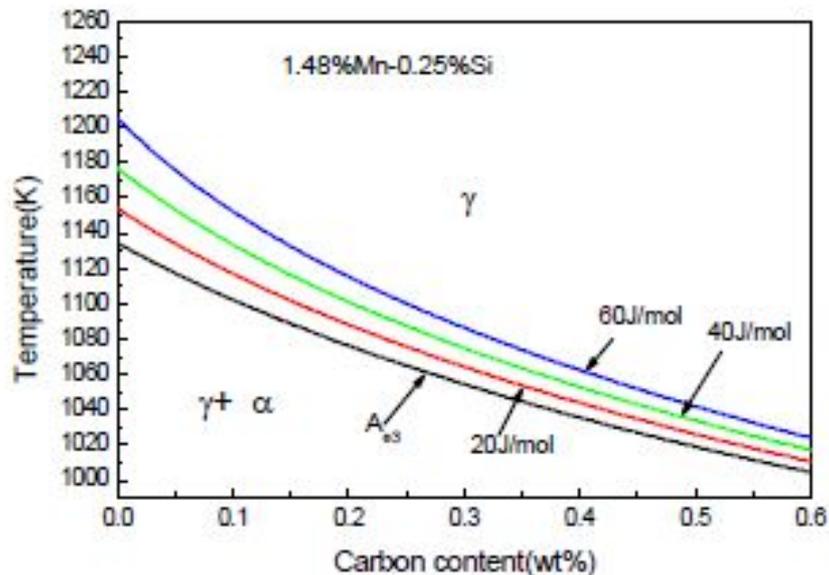


Рис. 1. Влияние величины запасенной энергии деформации в аустените на температуру начала образования феррита для сталей с разным содержанием углерода

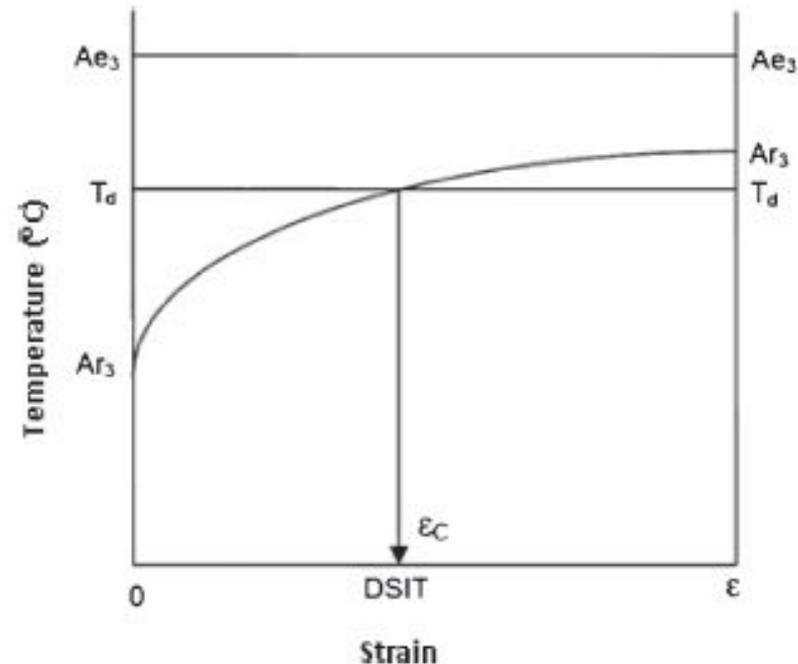


Рис. 2. Зависимость температуры A_{r3} от величины деформации аустенита

Для того, чтобы вызвать образование феррита при некоторой температуре деформации T_d в аустенитной области, требуется определенная (критическая) величина деформации аустенита (ϵ_c), способная повысить температуру A_{r3} до заданной температуры T_d (рис. 2).

Возможность индуцировать ферритное превращение пластической деформацией при температуре несколько выше температуры A_{r3} недеформированного аустенита реализуется в DIFT – прокатке.

Особенности DIFT (DSIT) -прокатки:

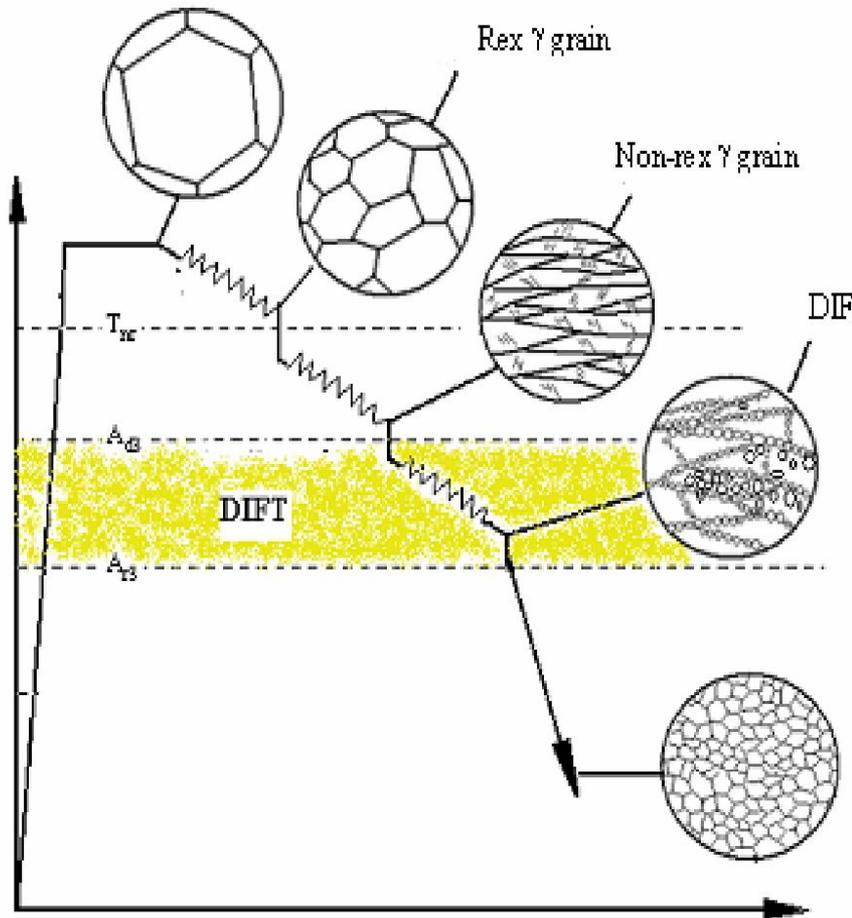


Рис. 3. Схема контролируемой прокатки с DIFT

Последние этапы чистой прокатки проводят при пониженных температурах (несколько выше A_{r3}) и дают большое обжатие ($\epsilon=60-90\%$), так чтобы энергия деформации, запасенная в аустените, инициировала образование феррита.

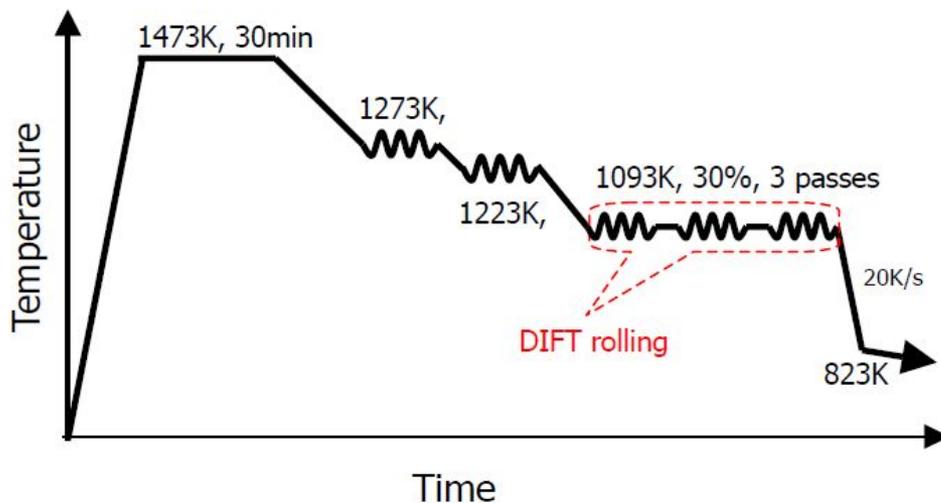
В этом случае зарождение феррита происходит не только на границах зерен аустенита, но и на полосах сдвига в объеме зерен.

Превращение развивается в основном за счет зарождения новых зерен феррита, а не их роста. В результате, образуется УМЗ структура с размером ферритных зерен 1-2 мкм.

Важно отметить, что феррит в момент образования пересыщен углеродом. При распаде пересыщенного твердого раствора выделяются дисперсные карбидные частицы.

Пример 1. Ферритное превращение, индуцированное деформацией (DIFT) в легированной стали (Chen, 2008)

C	Mn	Si	V	Nb	Al	N
0,094	1,38	0,47	0,1	0,04	0,02	0,018



Размер зерен феррита – 1,2 мкм
Предел текучести – до 700 МПа

Цель первой деформации (при 1200°C) – измельчить аустенитное зерно последующей рекристаллизацией.

Цель второй деформации (при 950°C) – выделить карбонитриды ниобия, которые являются дополнительными местами зарождения феррита в процессе DIFT. Последние три прохода (при 820°C) – DIFT-прокатка, инициирующая образование феррита.

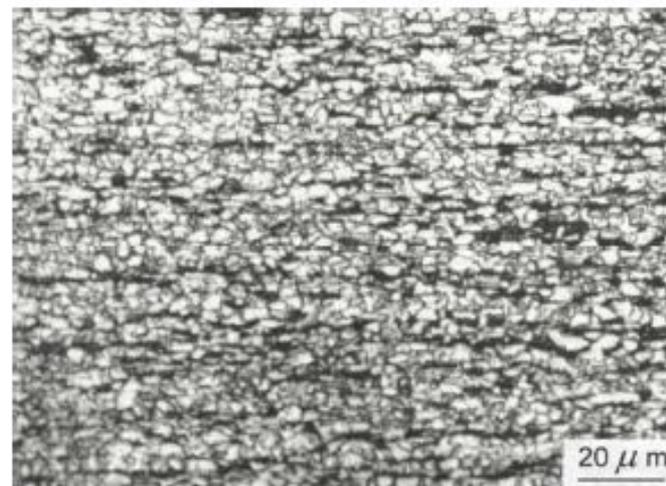
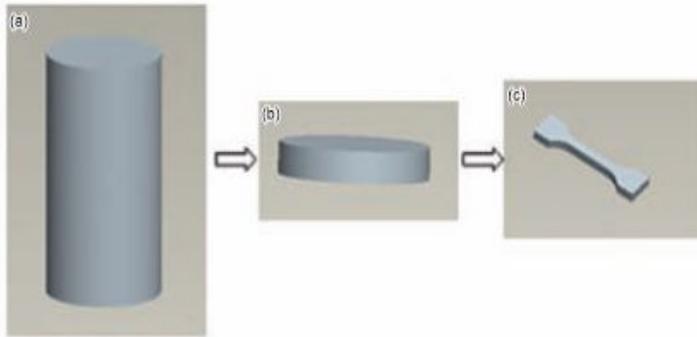


Fig. 9 Microstructure of ultra-fine grained V-Nb-N microalloyed steel

Пример 2. Ферритное превращение, индуцированное деформацией (DIFT) (Hao, 2010)

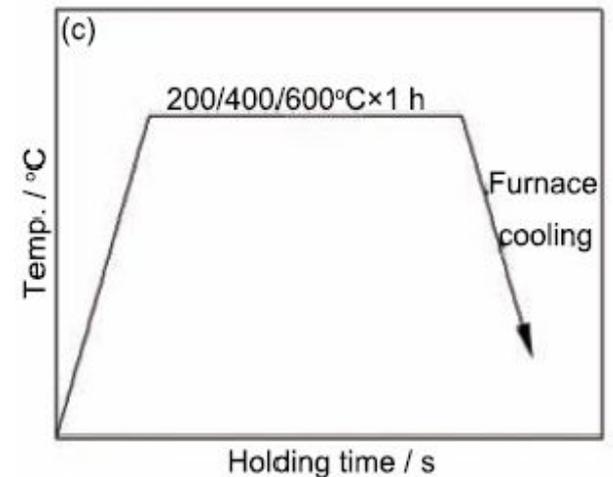
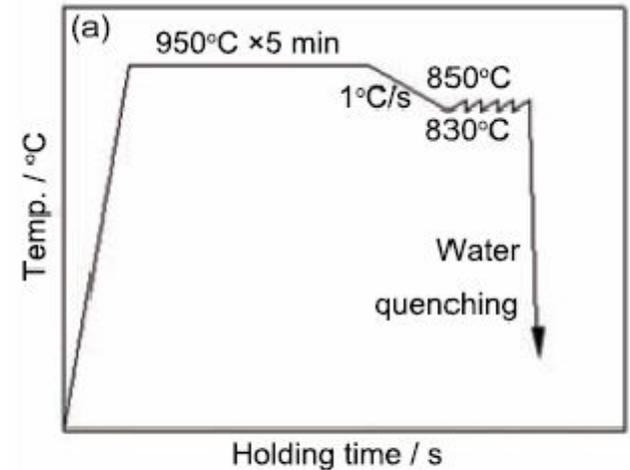
Table 1 Chemical composition of the Q235 steel used in the study (% , mass fraction)

C	Si	Mn	P	S	Al	Fe
0.14	0.24	0.64	0.011	0.005	0.05	Bal.



После аустенитизации при 950°C образцы деформируют при температуре чуть выше A_{r3} ($830\text{--}850^{\circ}\text{C}$) со степенью обжатия 85% (DIFT). После деформации следует закалка в воду (рис. (a)). Размер ферритных зерен после закалки – 2 мкм.

Затем закаленные образцы подвергают отпуску при температурах 200, 400 и 600°C (рис. (c)).



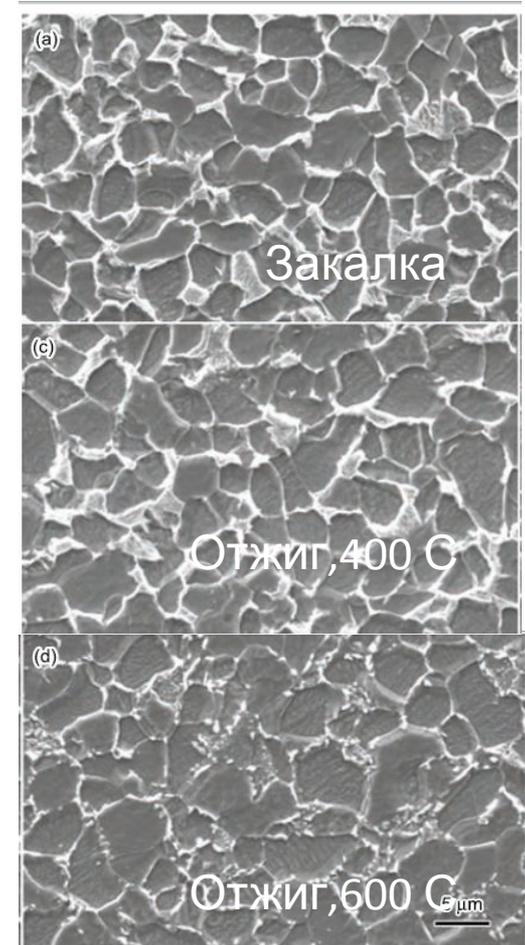
Режим обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	$\delta_{одн}$, %	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$
Без деформации	246	438	22,5	0,56
Деформация, 850 С (DIFT) +закалка	482	543	14,9	0,90
Отжиг, 200 С	446	515	20	0,87
Отжиг, 400 С	408	506	19	0,81
Отжиг, 600 С	380	474	22	0,80

1) Деформация при 850°C (DIFT) привела к резкому росту прочностных характеристик за счет образование УМЗ ферритной структуры.

2) Понижение прочностных характеристик с ростом температуры отпуска связано с распадом пересыщенного углеродом феррита

3) Выделяющиеся частицы цементита препятствуют росту зерен феррита при нагреве

4) Дисперсные выделения цементита увеличивают способность стали к деформационному упрочнению (отношение предела текучести к пределу прочности уменьшается). Это обстоятельство при испытаниях на растяжение задерживает локализацию деформации в шейке и приводит к росту однородного удлинения.



Размер зерен феррита (2мкм) не изменяется с ростом температуры отпуска

Резюме по разделу 6.2.

Деформация материнской фазы перед фазовыми превращениями

В малоуглеродистых сталях измельчение зерен феррита до размера 5-10 мкм можно достичь контролируемой прокаткой – деформацией в аустенитной области с последующим ускоренным охлаждением.

Дальнейшее измельчение зеренной структуры (до 1-2 мкм) достигают деформацией аустенита

на 60-80% чуть выше температуры A_{r3} , в результате которой индуцируется образование феррита. В условиях DIFT зарождение феррита происходит не только на границах аустенитных зерен, но и на полосах сдвига в объеме зерен, причем превращение развивается в основном за счет зарождения новых зерен феррита, а не их роста, что приводит к резкому уменьшению размеров ферритных зерен.

В момент образования феррит пересыщен углеродом. Выделяющиеся из феррита дисперсные частицы цементита обеспечивают дополнительный механизм упрочнения, препятствуют локализации деформации в шейке и отвечают за относительно высокую пластичность УМЗ стали.

6.3. Деформация продуктов превращения с последующей рекристаллизацией

В предыдущих разделах для получения мелкозернистой ферритной структуры использовалась деформация высокотемпературной фазы – аустенита (ТМСП или DIFT процессы), увеличивающая число потенциальных мест зарождения феррита.

Новые и более широкие возможности в получении УМЗ структур открывает подход, основанный на холодной или теплой деформации продуктов превращения с последующей рекристаллизацией деформированной структуры.

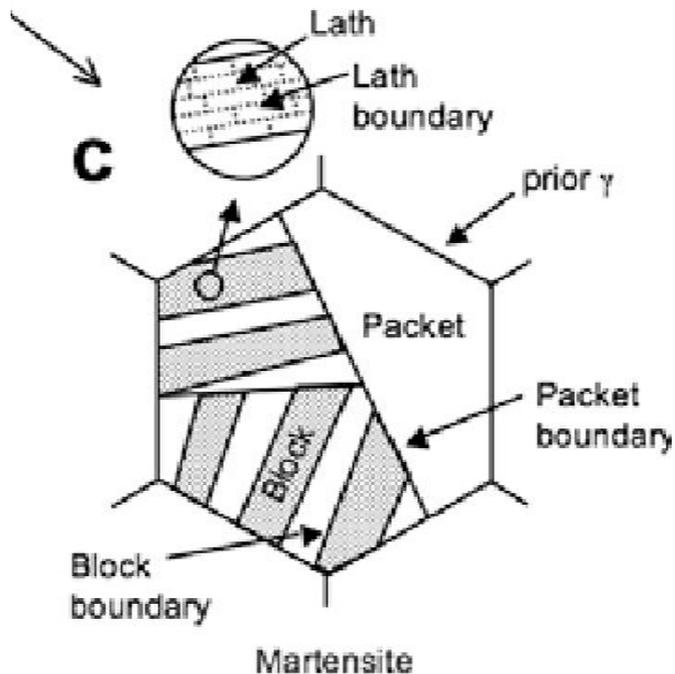
Возможности этого подхода основываются на следующем:

- 1) продукты превращения изначально имеют фрагментированную структуру (размер структурных элементов много меньше размера аустенитных зерен), что облегчает дальнейшее измельчение зерна;
- 2) холодная (или теплая) деформация по сравнению с горячей деформацией создает более высокую плотность дислокаций и способствует образованию новых субграниц, разбивающих исходные структурные фрагменты на более мелкие субзерна.

Ниже рассмотрены примеры использования рассматриваемого подхода к малоуглеродистым сталям с различной исходной структурой.

6.3.1. Холодная деформация мартенсита в малоуглеродистых сталях с последующим отжигом (*Tsuji, Ueji, 2002*)

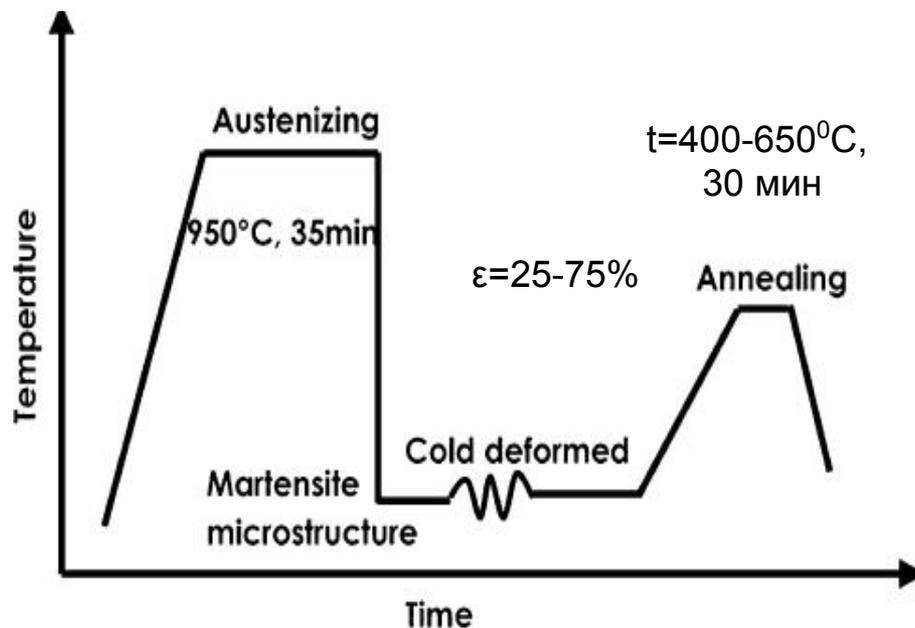
Фрагментированная структура мартенсита с высокой плотностью дислокаций облегчает дальнейшее измельчение зерна.



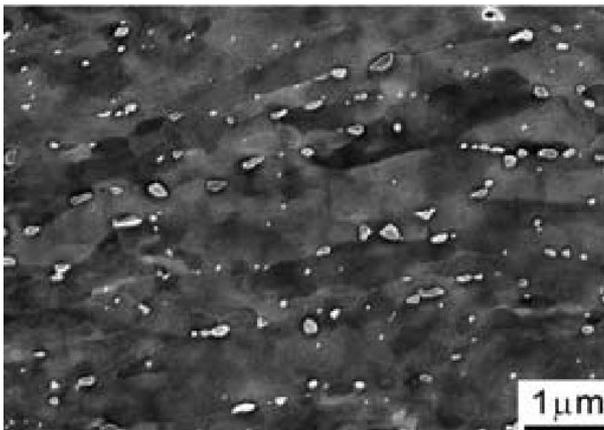
Химический состав стали

C	Mn	Ni	Al	P	S
0,13	0,37	0,004	0,04	0,02	0,004

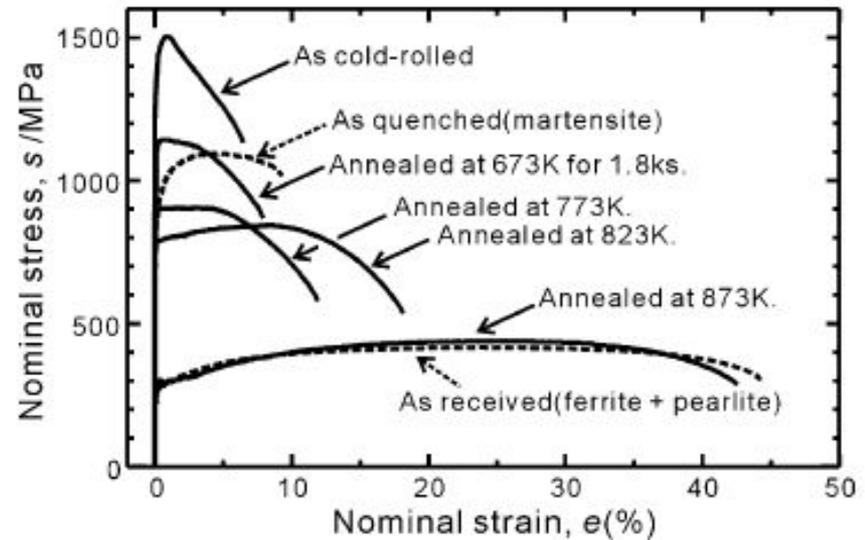
Закаленную малоуглеродистую сталь подвергают холодной деформации и последующему отжигу (отпуску).



В процессе отжига происходит распад мартенсита и рекристаллизация деформированной структуры с образованием УМЗ феррита (размер зерен 100-200 нм) и наноразмерных выделений цементита. За счет этого обеспечивается выигрыш в прочностных свойствах по сравнению с исходной феррито-перлитной структурой.



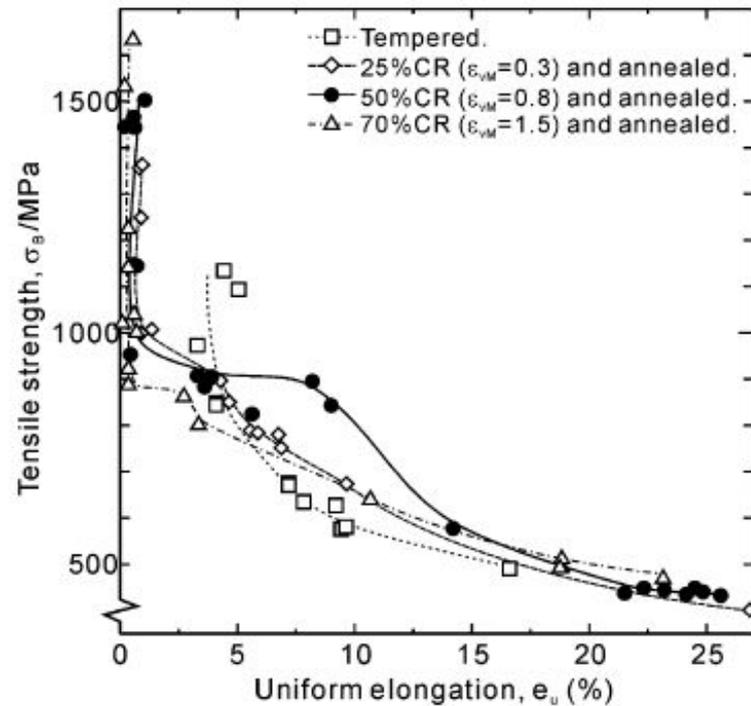
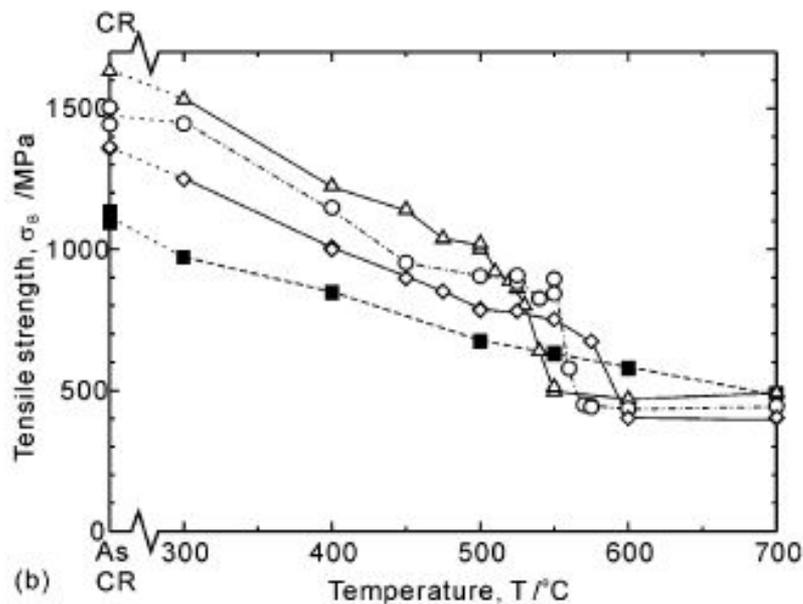
Структура после деформации на 50% и отжига при 500°C



Диаграммы растяжения образцов, деформированных на 50% и отожженных при разных температурах

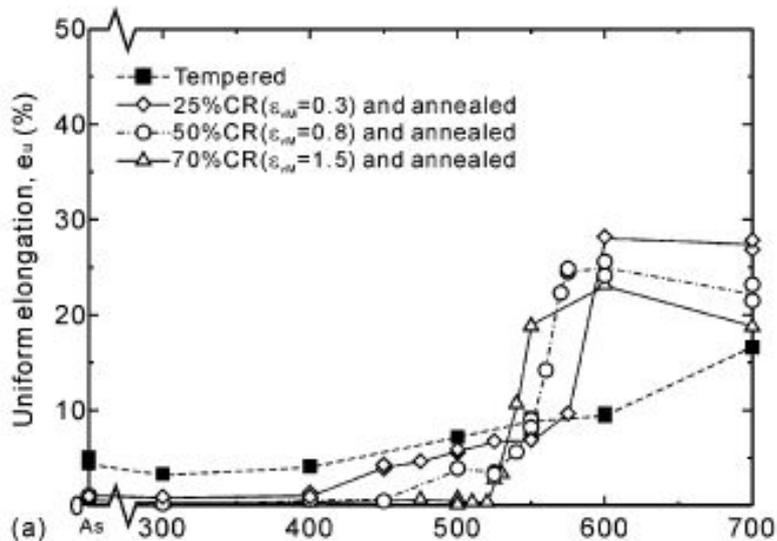
С ростом температуры отжига прочность падает, а пластичность возрастает.

Диаграмма растяжения образца после отжига при 600°C совпадает с диаграммой растяжения образца с исходной феррито-перлитной структурой (при отжиге 600°C и выше происходит укрупнение зерен феррита)



Максимальный предел прочности, получаемый при заданной величине однородного удлинения

Образцы после деформации на 50% и отжига при 500-550°C имеют более высокий комплекс свойств по сравнению с образцом после стандартной обработки (закалка плюс отпуск). Так, при заданном однородном удлинении 8% стандартная ТО обеспечивает предел прочности 600-650 МПа, а новая ТМО – 850-900 МПа.



Зависимость предела прочности и однородного удлинения от температуры отжига

workability, gives difficulty in practical production. Other starting microstructures (microstructures before rolling), tempered martensite [5], ferrite-pearlite (F-P) [6] and pearlite [7] have been used in other studies. In the cases of martensite [3, 4], tempered martensite [5] and F-P [6] as starting microstructures before rolling, ultrafine/fine ferrite microstructures have been obtained, but the ferrite grains contained residual dislocations inside. The dislocation density was decreased by annealing at elevated temperatures, but coarsening of ferrite grains occurred simultaneously to make the grain sizes over 1 μm . Furuhashi et al. [7] ferrite grains occurred simultaneously to make the grain sizes over 1 μm . Furuhashi et al. [7] have obtained fully annealed sub-micrometer ferrite with large amount of cementite particles by 90% cold-rolling of high-C pearlite and subsequent annealing at 700 °C. The microstructure they obtained showed a good balance of tensile strength and tensile elongation (950 MPa, 14%). However, it seems to be difficult to apply high-C pearlite steels to automobile body parts because of poor spot-weldability due to the high carbon content.

[6] R. Song, D. Ponge, D. Raabe, R. Kaspar, *Acta Mater.* 53 (2005) 845.

[7] T. Furuhashi, T. Mizoguchi, T. Maki, *ISIJ Int.* 45 (2005) 392.

6.3.2. Теплая деформация мартенсита в среднеуглеродистых сталях (Hase, Tsuji, 2011)

Мартенсит среднеуглеродистых сталей слишком хрупок для холодной деформации. Поэтому закаленную сталь подвергают тепловой деформации, сопровождаемой динамической рекристаллизацией. Формируется феррит с размером зерен порядка 500 нм. Дисперсные карбиды предотвращают рост зерен, а также повышают величину относительного удлинения.

Сплав: Fe-0.45C-0.25Si-1.5Mn-0.2Cr

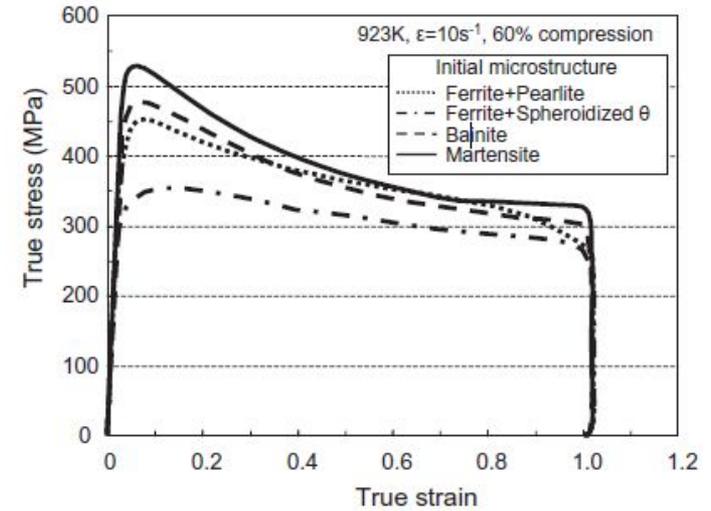
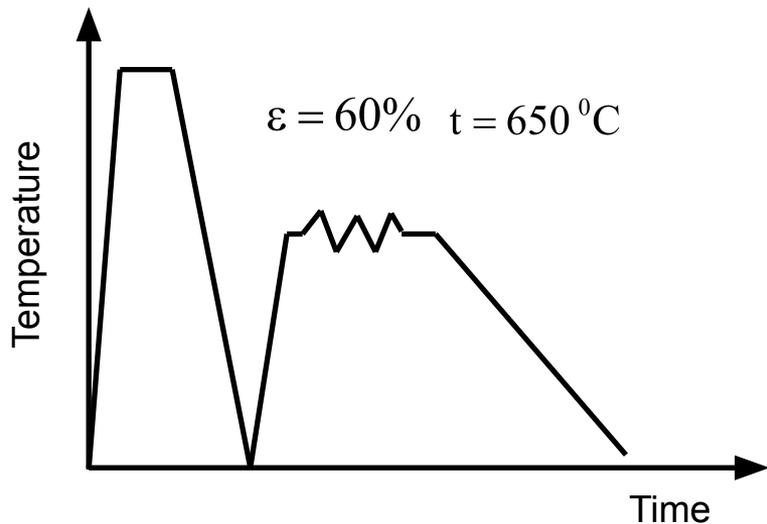
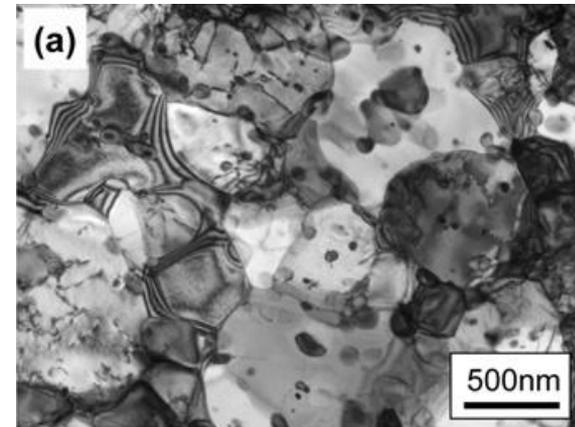


Диаграмма деформации сжатием. Падение напряжений с ростом деформации указывает на протекание динамической рекристаллизации



Формирующаяся ферритная структура с дисперсными включениями карбидов

6.3.3. Холодная деформация двухфазной феррито-мартенситной структуры в малоуглеродистых сталях с последующим отжигом

[8] Y. Okitsu, N. Takata, N. Tsuji, J. Mater. Sci. 43 (2008) 7391.

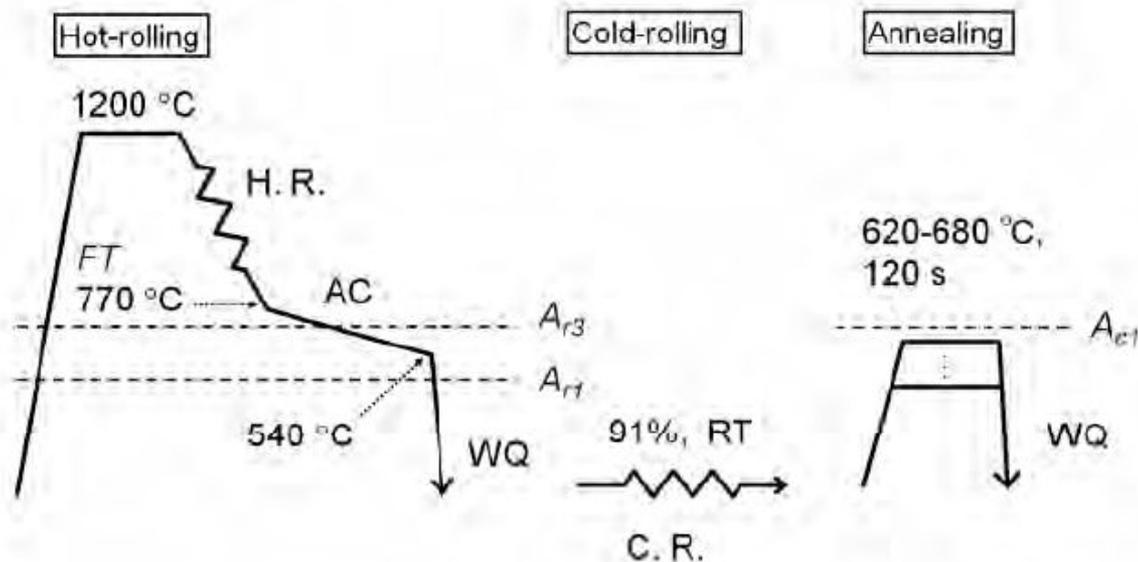
[9] Y. Okitsu, N. Takata, N. Tsuji, Scripta Mater. 60 (2009) 76.

Table 2.2 Chemical composition (mass%) of the low-C (UFG-FC1) steel used for fabricating ultrafine grained ferrite-cementite microstructures.

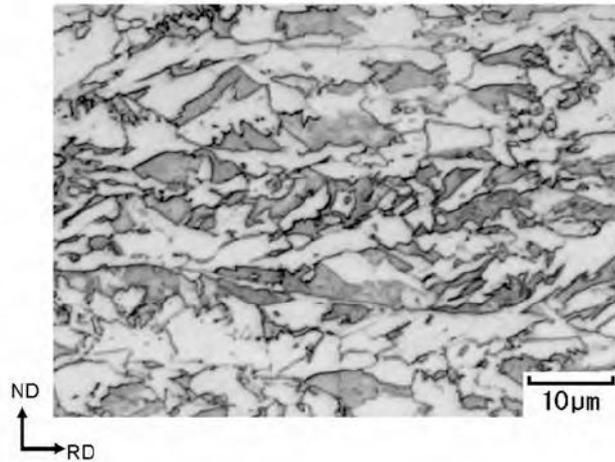
C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	B	N
0.10	0.01	1.98	0.002	0.001	0.018	0.018	0.0015	0.0011

Исходную феррито-мартенситную структуру получают закалкой горячедеформированной стали из межкритического интервала (от температуры 540°C).

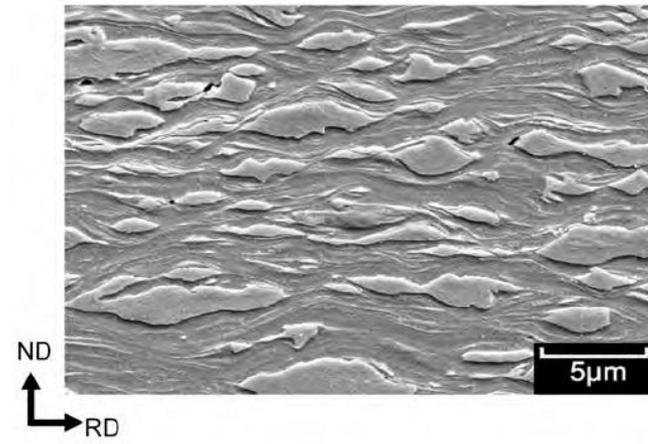
Затем следует холодная прокатка (при комнатной температуре) на 90% и кратковременный отжиг ниже A_{c1} (ниже 700°C)



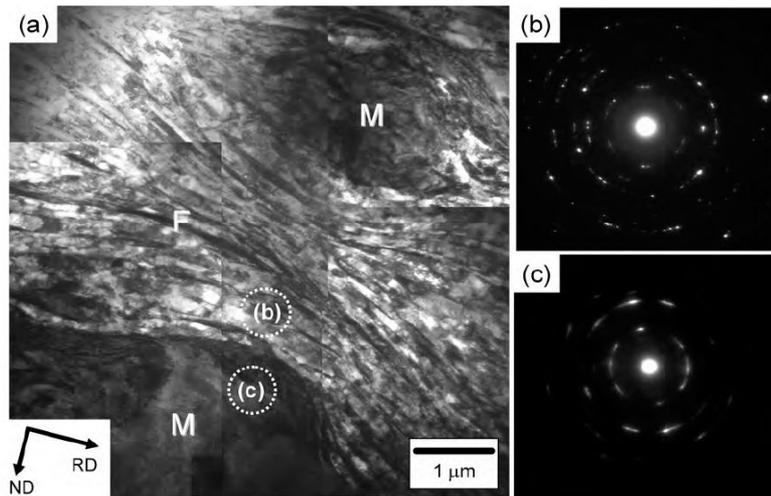
Schematic drawing of the process for fabricating the UFG ferrite-cementite microstructures by cold-rolling and annealing of a duplex microstructure. A_{r1} , A_{r3} , and A_{c1} mean the transformation temperatures measured by dilatometer. The A_{r1} , A_{r3} , and A_{c1} are 465 °C, 625 °C and 700 °C, respectively.



ОМ. Структура после горячей деформации и заковки из межкритического интервала: белые поля – феррит (5,5 мкм); темные поля – мартенсит (3,5 мкм)



СЭМ. Структура после холодной деформации на 91%.

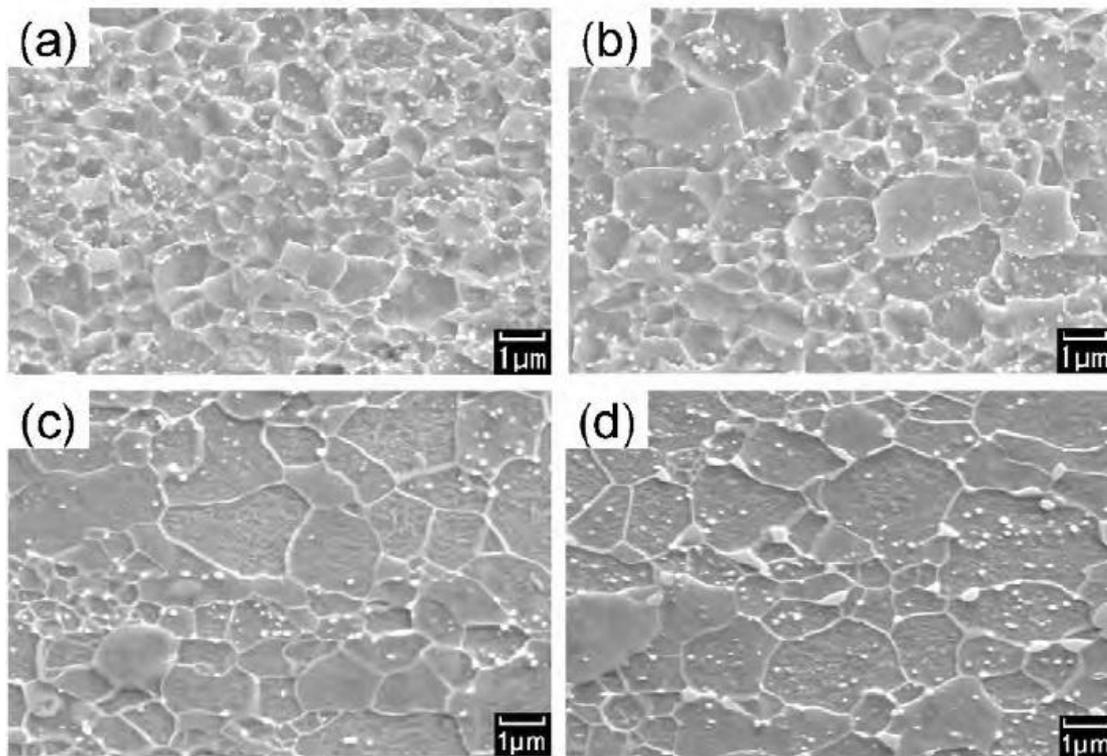


ПЭМ. Структура после холодной деформации на 91%.

В ходе холодной прокатки пластическая деформация распределена между ферритом и мартенситом крайне неравномерно. Наибольшие деформации испытывает феррит. В результате, в зернах феррита формируются вытянутые области (субзерна) с большой разориентировкой кристаллических решеток (смотри ПЭМ)

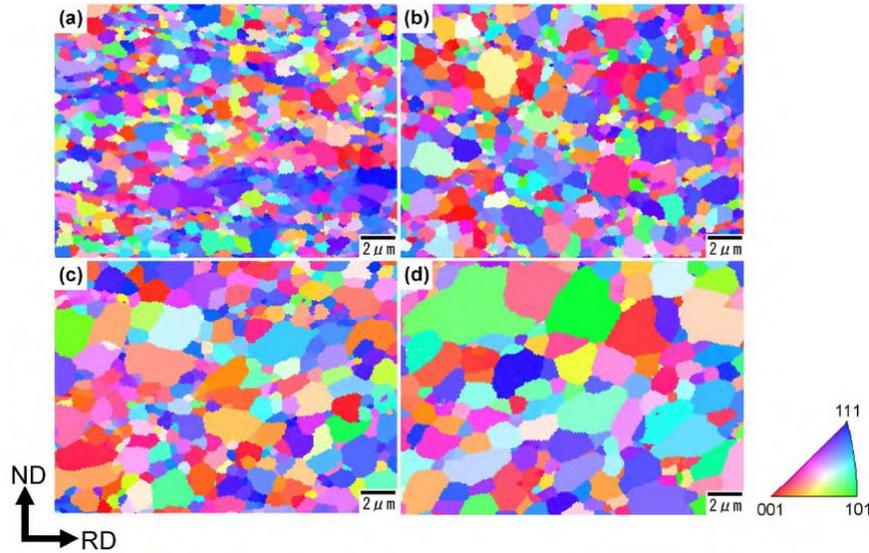
Аналогичные процессы фрагментации происходят и в мартенсите, но в меньшей степени.

В процессе отжига субзерна феррита и мартенсита окончательно трансформируются в ультрадисперсные зерна феррита ($< 1\mu\text{м}$) с включениями цементита.

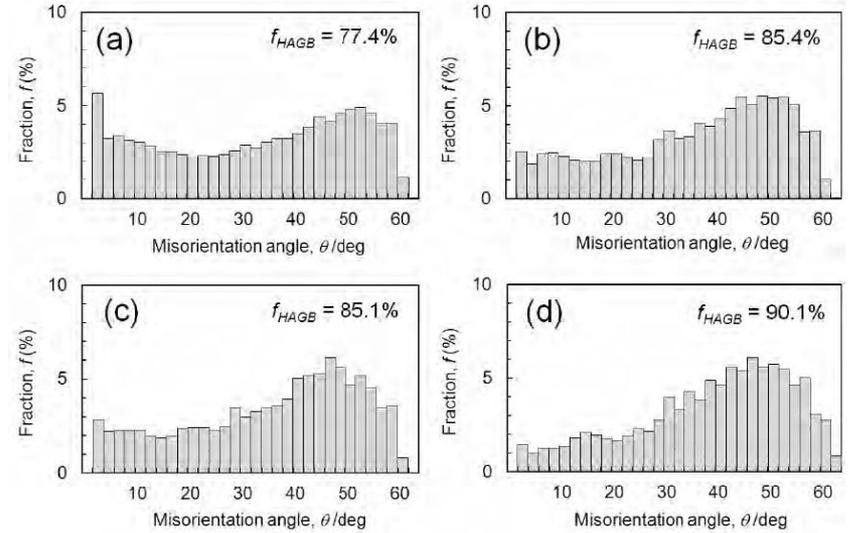


СЭМ. Структура после холодной деформации и отжига при температурах 620, 635, 655 и 680°C в течение 120 с и последующего охлаждения в воде.

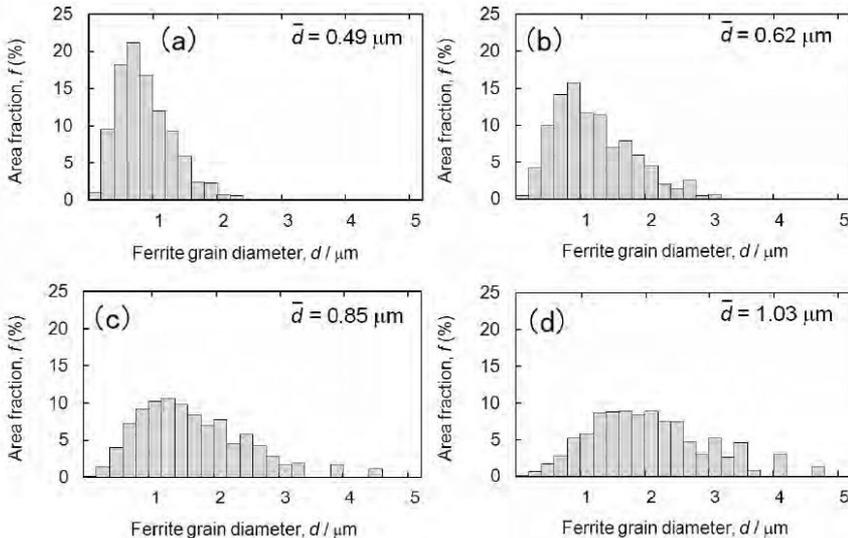
EBSD анализ (дифракция обратно рассеянных электронов).



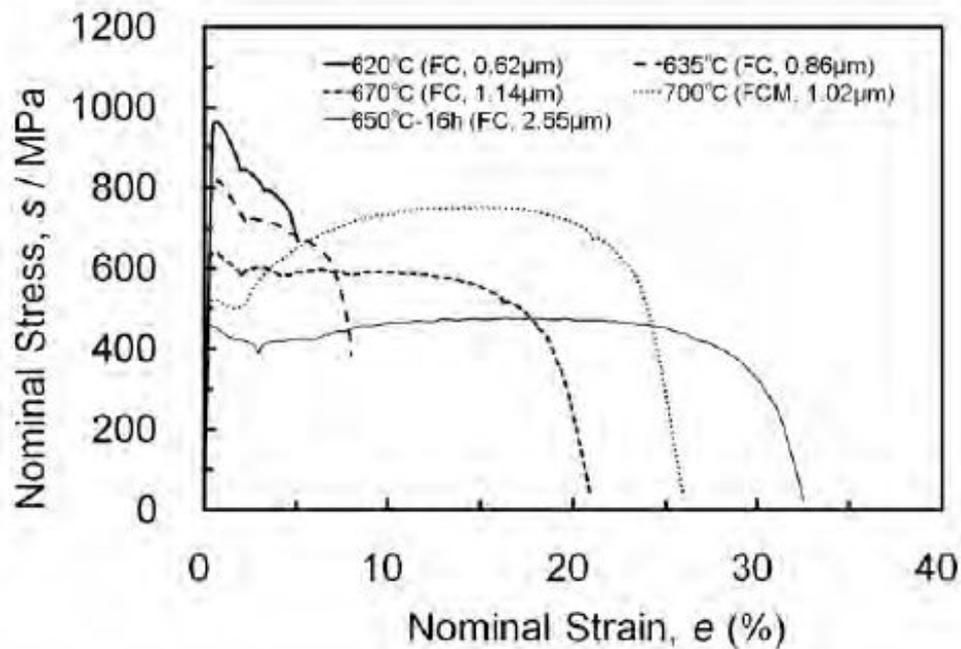
Ориентационная карта. Цвет показывает ориентировку кристаллитов, параллельную нормали к плоскости проката.



Распределение углов разориентировки между соседними зёрнами. f_{HAGB} - доля большеугловых границ (HAGB)



Распределение зёрен по размерам в образцах после холодной деформации и отжига при температурах 620, 635, 655 и 680°C в течение 120 с и последующего охлаждения в воде. Дополнительно указаны средние размеры зёрен

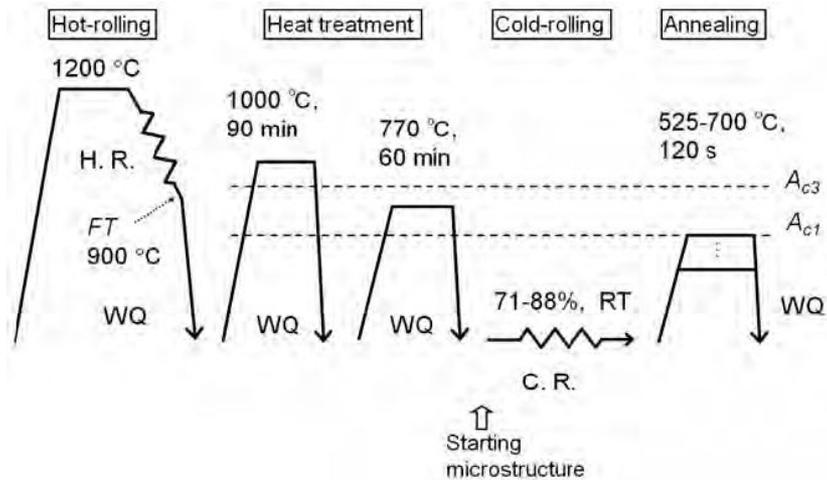


Диаграммы растяжения образцов, отожженных при разных температурах. Для сравнения приведена диаграмма растяжения (нижняя кривая) после отжига при 650°C, 16 ч в течение которого формируется крупнозернистая структура с размером зерен феррита 2,55 мкм.

Измельчение зерен феррита до 0,62 - 0,86 мкм (температуры отжига 620-635°C) приводит к увеличению предела текучести до 800-1000 МПа, что в два раза выше, чем в образце с крупным зерном (2,55 мкм). Однако однородное удлинение оказывается равным нулю.

При более высоком отжиге 670 -680°C формирует ферритные зерна с размером порядка 1 мкм и более высоким удлинением (однородное удлинение - около 10% , общее удлинение -20%). (В образце, отожженном при 700°C, напряжения резко возрастают за счет образования мартенсита.)

Таким образом, УМЗ сталь с феррито-цементитной структурой и размером зерен менее 1 мкм обладает плохим однородным удлинением. Для его повышения необходимо повысить скорость деформационного упрочнения в субмикронной ферритной структуре.



Далее измельчили исходную феррито – мартенситную смесь для того чтобы ускорить формирование УМЗ феррита. Это позволило снизить величину холодной деформации, необходимую для получения УМЗ ферритной микроструктуры, до 70-80%

Выводы:

УМЗ сталь с феррито-цементитной структурой может быть получена обычной холодной прокаткой и последующим коротким отжигом исходной двухфазной смеси феррита и мартенсита деформированной структуры.

В процессе холодной прокатки в ферритной матрице формируются очень дисперсная субструктура с большими углами разориентировки. Деформации мартенсита не столь велики, однако они также приводят к фрагментации мартенсита.

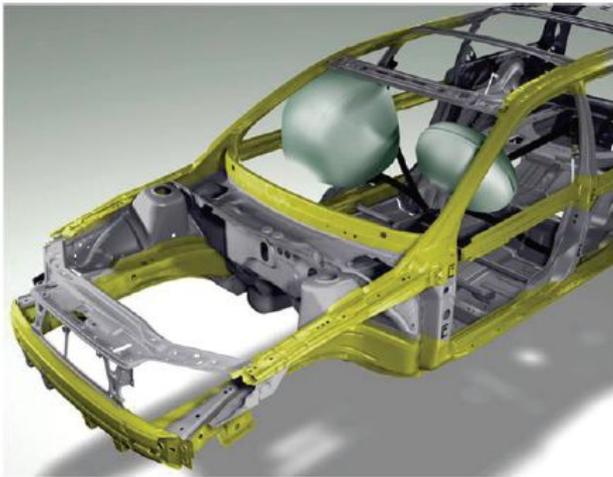
В процессе отжига дисперсные области с разной ориентировкой непрерывно растут и формируют УМЗ ферритную структуру.

Критическая величина холодной деформации, необходимая для формирования УМЗ структуры, уменьшается с измельчением исходной феррито-мартенситной структуры.

6.3.4. Двухфазные феррито-мартенситные стали (Dual phase steels)

Как указывалось, для получения высокого однородного удлинения требуется повысить скорость деформационного упрочнения. В обычных крупнозернистых сталях высокого коэффициента деформационного упрочнения и, соответственно, высокого однородного удлинения добиваются путем формирования структур, состоящих из мягкой матрицы и включений твердой фазы. Примером таких структур являются двухфазные феррито-мартенситные стали (ДФМС), широко используемые в автомобилестроении.

Автомобильная промышленность требует стали с хорошей штампуемостью (т.е., с высокой пластичностью), обеспечивающие безопасность пассажиров и минимальный вес кузова (т.е., с высоким уровнем прочности, хорошей свариваемостью и невысокой ценой (малоуглеродистые низколегированные стали)).



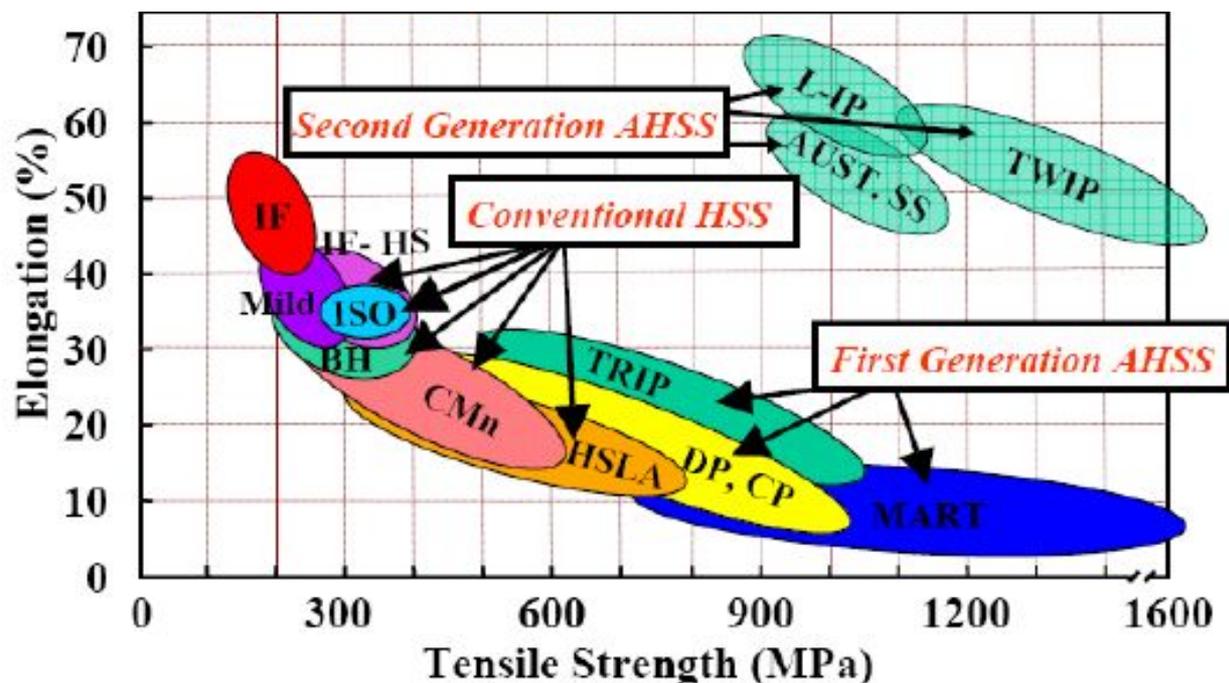
ДФМС (DP) удовлетворяют этим требованиям и относятся к первому поколению современных высокопрочных сталей - Advanced High Strength Steels (AHSS).

Типичные ДФМС содержат около 0,1% C, 1-2% Mn, а также добавки Cr, Mo, Si, увеличивающие прочность и обеспечивающие прокаливаемость стали.

Figure 2: Example of DP steels as safety details in car bodies.

Сочетание прочностных и пластических свойств различных типов

автолистовых сталей



Обычные стали:

Mild	Мягкая углеродистая сталь		
IF	Сталь повышенной штампуемости без атомов внедрения		
IF-HS	Высокопрочные	сверхнизкоуглеродистые	стали
BH	Термоупрочненная сталь		
CMn	Марганцовистая сталь		
HSLA	Низколегированная	сталь	повышенной прочности
FB	Ферритобейнитная сталь		

Прогрессивные высокопрочные стали (Advanced high-strength steel (AHSS))

DP	Двухфазная ферритомартенситная сталь		
TRIP	Сталь	повышенной	пластичности
CP	Многофазная сталь		
MS	Мартенситная сталь		
MnB	Сталь, закаливаемая в штампах		
Austenitic	Аустенитная нержавеющая сталь		
Stainless			
TWIP	Сталь	повышенной	пластичности,
	инициируемой двойникованием		
HF	Горячештамповочная и закаленная сталь		

3rd GEN

Третье поколение автолистовых сталей прогноз

Current 3rd GEN

Третье поколение автолистовых сталей актуальные разработки

Особенности механических свойств ДФМС:

- непрерывное пластическое течение (отсутствие площадки текучести);
- очень высокая скорость деформационного упрочнения на начальном этапе деформации;
- низкое отношение предела текучести к пределу прочности;
- достаточно высокое однородное удлинение

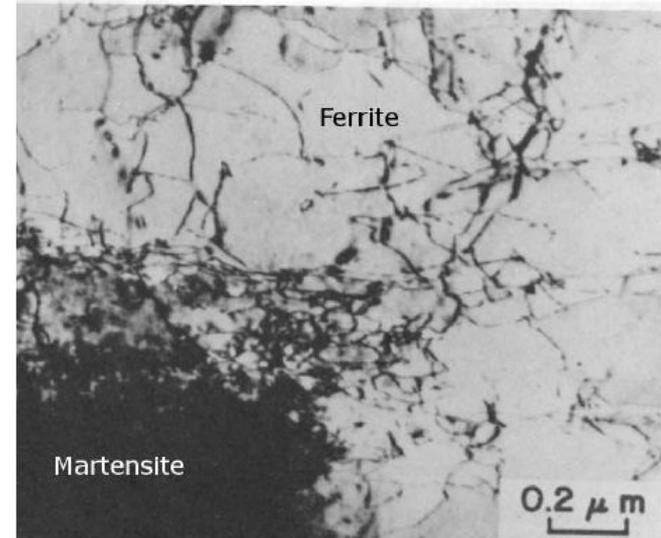
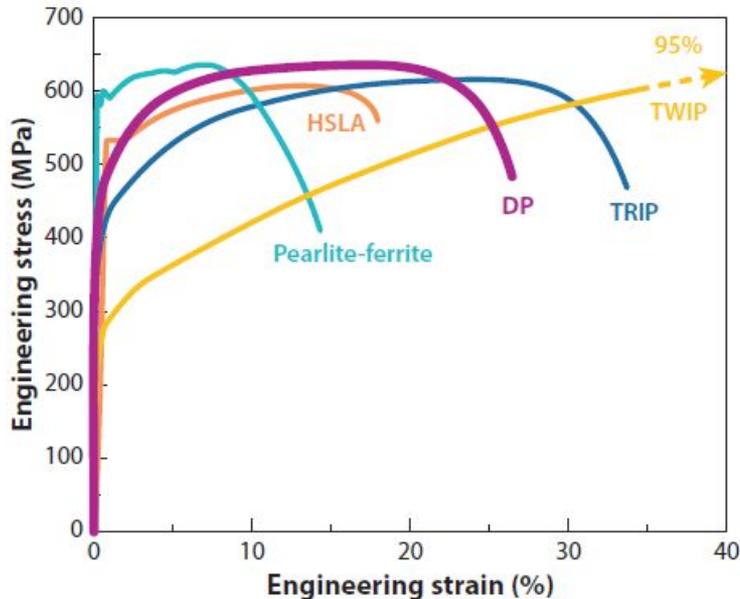
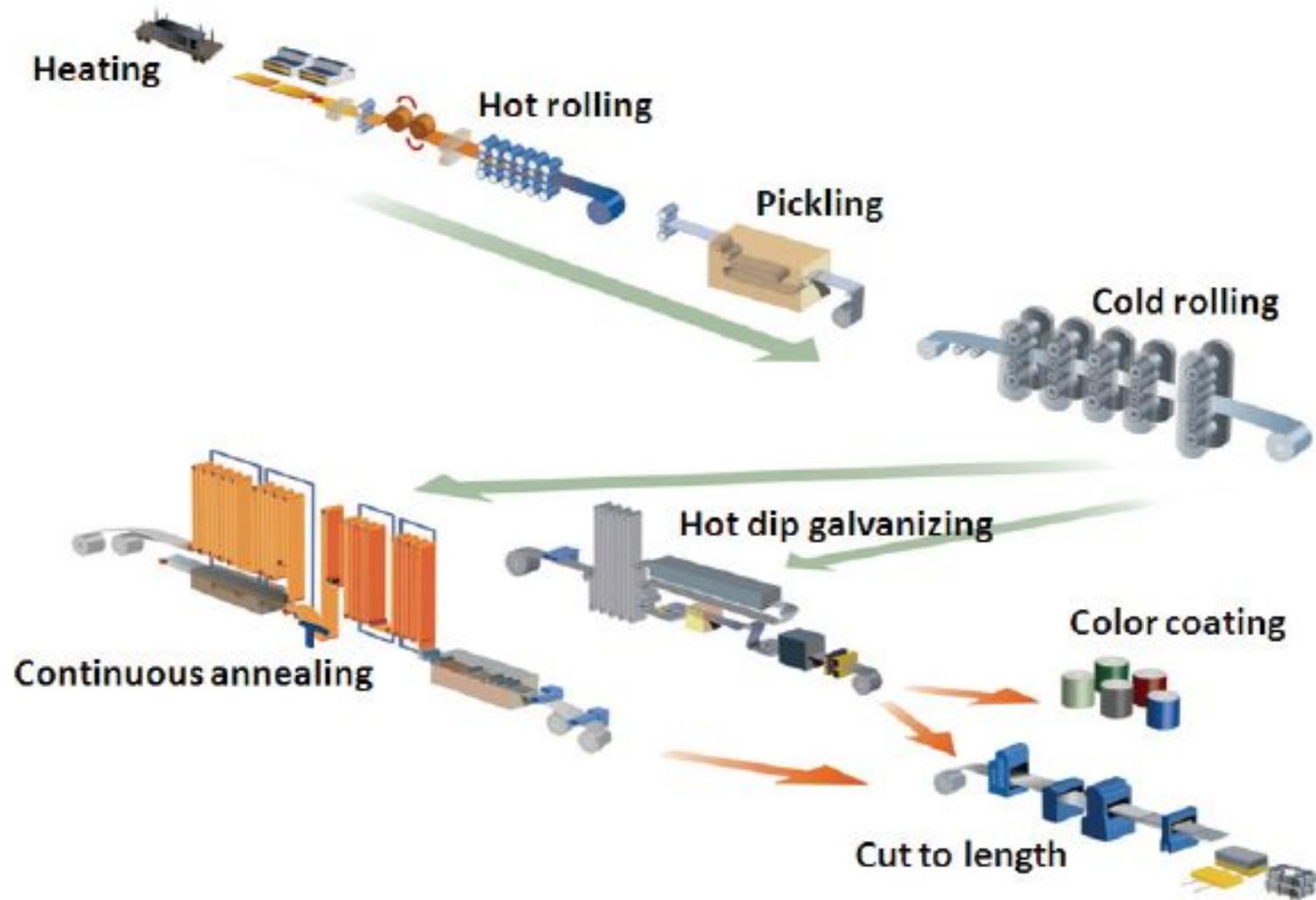


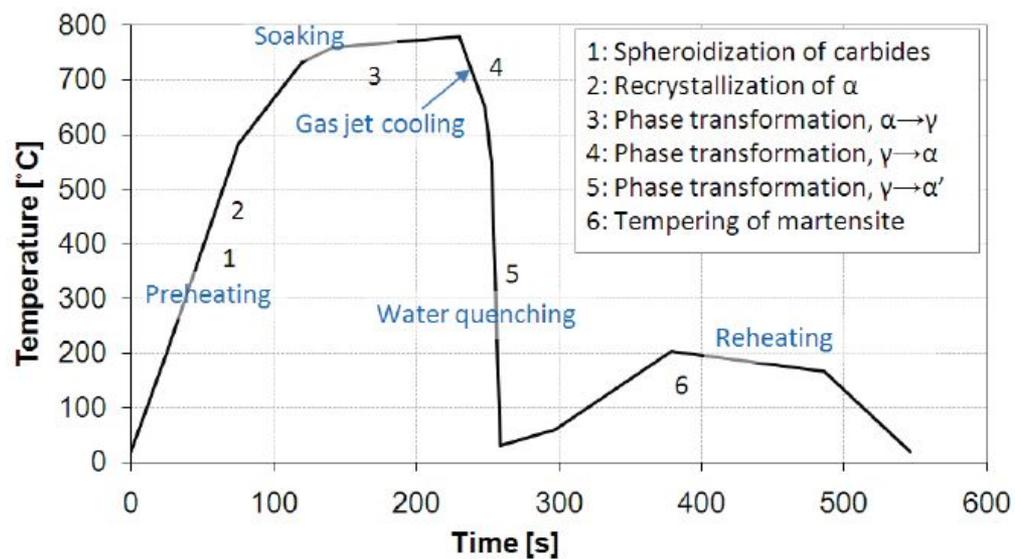
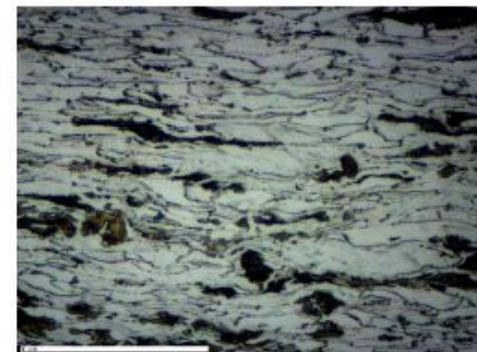
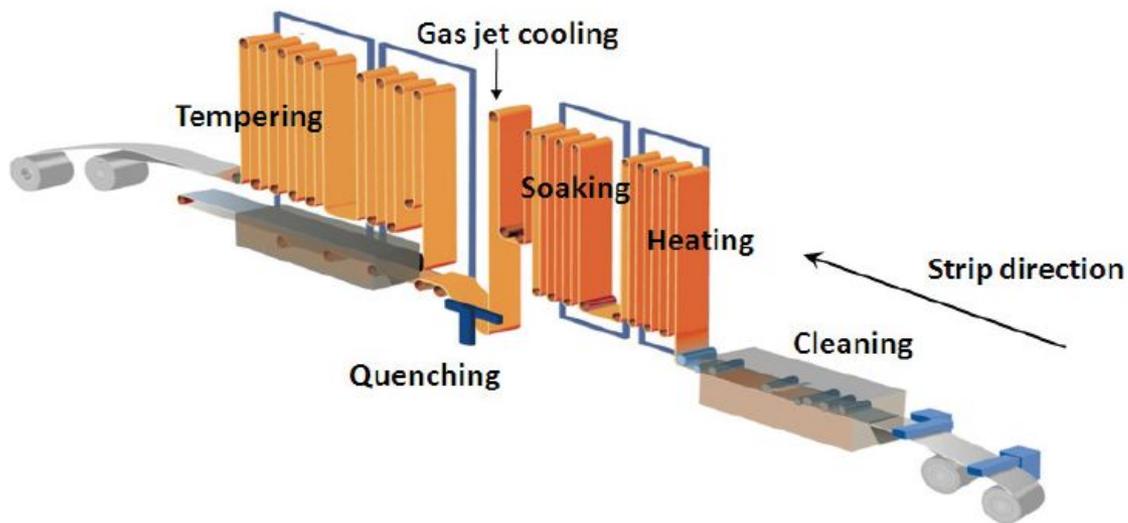
Figure 2.3: Mobile dislocations near ferrite/martensite interface [32]

Причины:

1. Остаточные напряжения в феррите (растягивающие) и в мартенсите (сжимающие), возникающие в силу объемных изменений при мартенситном превращении, а также подвижные дислокации, зарождающиеся на границе феррит-мартенсит для релаксации упругих напряжений, обуславливают непрерывное течение.
2. Неоднородность распределения деформации между мягким ферритом и твердым мартенситом обуславливает быстрый рост плотности дислокаций в феррите и высокий коэффициент деформационного упрочнения.

Схема производства листового проката ДФМС





Типичный размер ферритных зерен ДФМС – 5 мкм.
Доля мартенсита – 30-60%

6.3.5. Получение УМЗ структур в двухфазных феррито-мартенситных сталях

Хотя ДФМС имеют лучший комплекс механические свойства, чем обычные высокопрочные малоуглеродистые малолегированные стали (HSLA), уменьшение веса конструкций и повышение безопасности при авариях требует дальнейшего повышения их прочностных характеристик.

Один из возможных способов повышения прочности ДФМС – перевод этих сталей в УМЗ состояние.

Получение УМЗ структур ДФМС включает два этапа:

- 1) деформационная обработка для получения УМЗ феррита и тонкодисперсного цементита или перлита;
- 2) кратковременный нагрев в межкритический интервал с последующей закалкой для превращения образовавшегося аустенита в мартенсит.

Измельчение зеренной структуры ДФМС до УМЗ уровня приводит к росту предела текучести и предела прочности, улучшению вязкости и понижению порога хладноломкости, тогда как однородное и общее удлинение сохраняется практически без изменения.

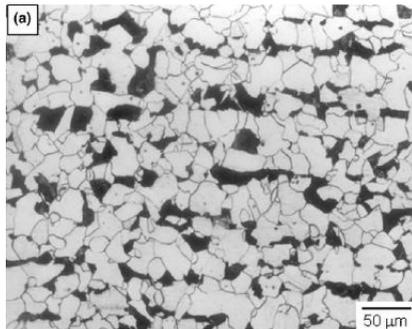
Впервые УМЗ структура в ДФМС получена методом РКУП с последующей закалкой деформированной структуры из межкритического интервала.

15. Y. I. Son, Y. K. Lee, K. T. Park, C. S. Lee, and D. H. Shin, *Acta Materialia*, 2005,

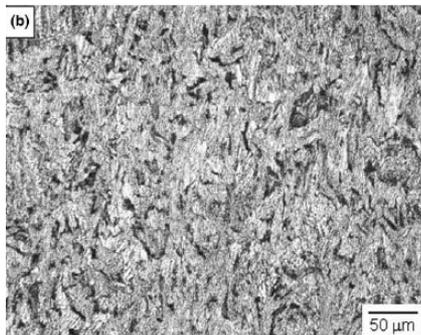
vol. 53, pp. 3125-3134.

Table 1
Chemical composition of the steels

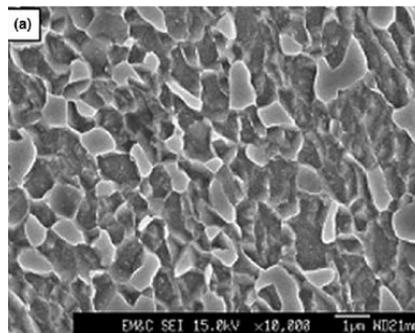
Grade	C	Si	Mn	V
DP0	0.15	0.25	1.06	—
DP1	0.15	0.25	1.11	0.06
DP2	0.15	0.24	1.12	0.12



ОМ. Исходная структура (перед РКУП)



ОМ. Структура после РКУП



СЭМ. Структура после закалки из МКИ

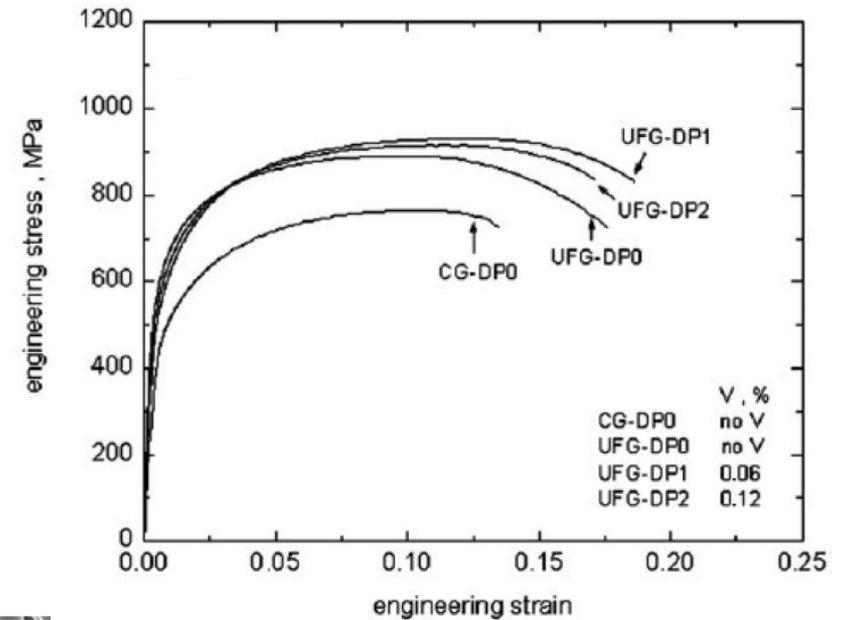


Диаграмма деформации растяжением

Первая попытка получить УМЗ структуру ДФМС без использования ИПД:
Теплая прокатка феррито-перлитной структуры с последующей закалкой из межкритического интервала (Calcagnotto, 2010)

C	Mn	Si	Al	N	P	S
0,17	1,49	0,22	0,03	0,003	0,002	0,003

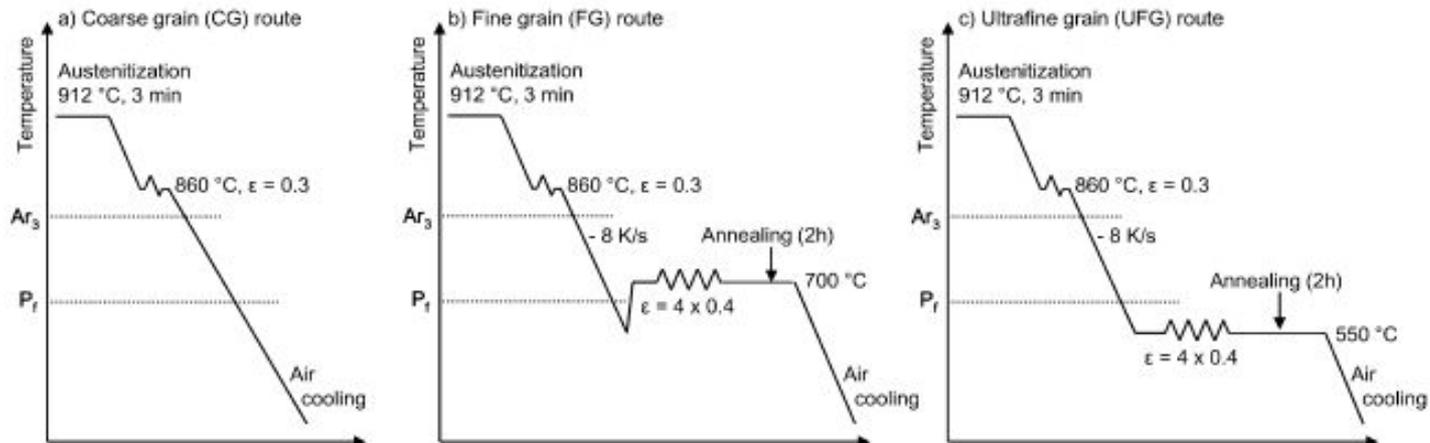
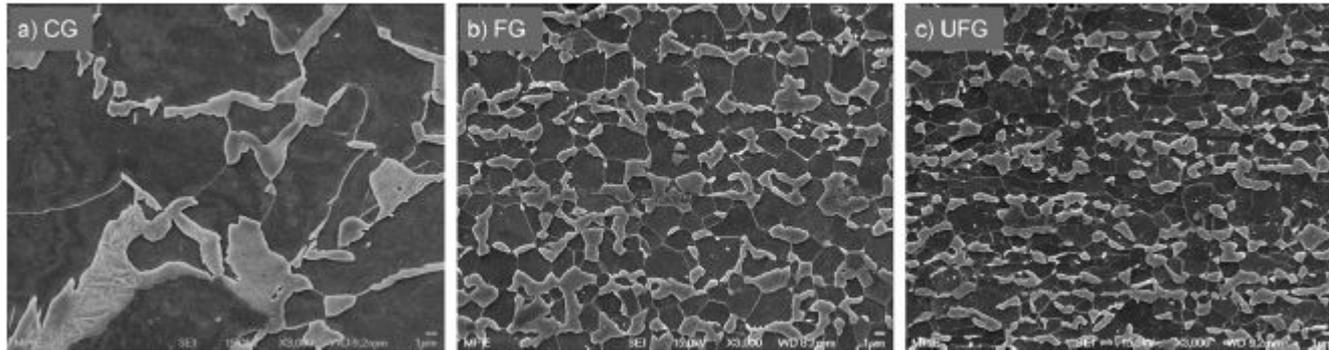


Fig. 1. Thermomechanical processing routes to produce different grain sizes in a hot deformation simulator. Ar_3 : non-equilibrium transformation start temperature, P_f : pearlite transformation finish temperature, ϵ : logarithmic strain.

$d=12,4 \text{ MKM}$



$d=1,2 \text{ MKM}$

Fig. 2. Microstructures used to evaluate the effect of grain refinement on mechanical properties. The (a) coarse grained (CG), (b) fine grained (FG) and (c) ultrafine grained (UFG) material were produced by the processing routes illustrated in Fig. 1 plus intercritical annealing for 3 min at 730 °C in a salt bath, followed by water quenching. Rolling direction is horizontal, compression direction is vertical.

Теплая деформация феррито-перлитной структуры сопровождается разбиением ферритных зерен на субзерна, а также фрагментацией и сфероидизацией пластин цементита в перлите. После закалки из межкритического интервала содержание мартенсита во всех образцах было примерно одинаковым (30%).

Измельчение зерна привело к ожидаемому повышению прочности. Но скорость деформационного упрочнения и, соответственно, удлинение практически не изменились (!).

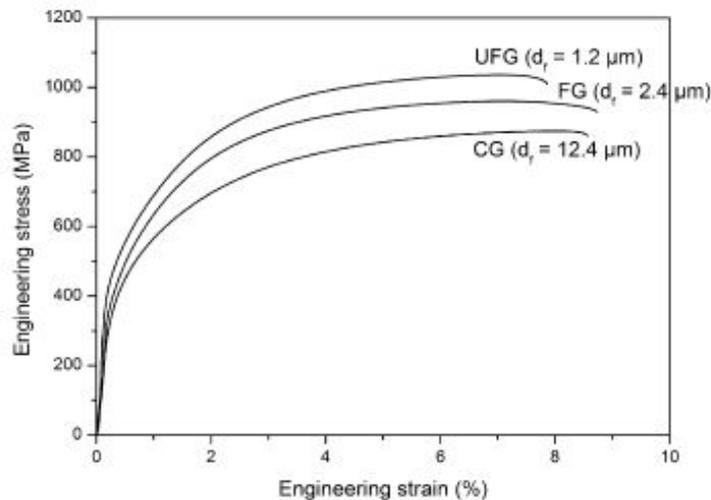


Fig. 3. Exemplary engineering stress–strain curves of the steels with coarse grained (CG), fine grained (FG) and ultrafine (UFG) ferrite matrix. Ferrite grain size (d_f) is given in brackets.

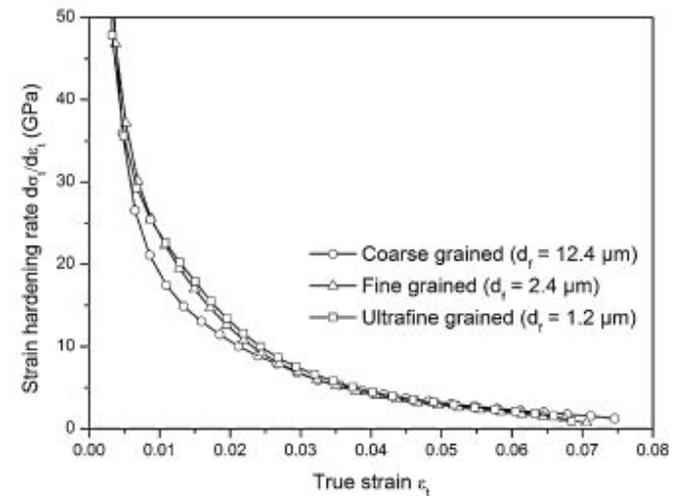


Fig. 6. Strain hardening rate as a function of true strain (average values from three tensile tests). Grain refinement increases the initial strain hardening rate. d_f : ferrite grain size.

Причины сохранения пластичности:

Высокая протяженность межфазных границ феррит/мартенсит увеличивает число дислокационных источников, способствует быстрому нарастанию плотности дислокаций и, таким образом, повышает скорость деформационного упрочнения.

Измельчение зеренной структуры обеспечивает повышение ударной вязкости, снижение порога хладноломкости и вязкий механизм разрушения.

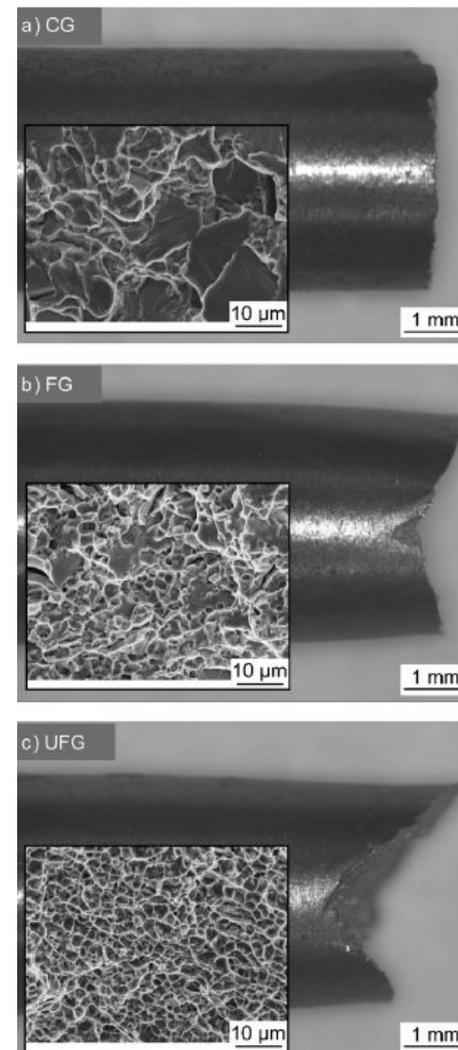
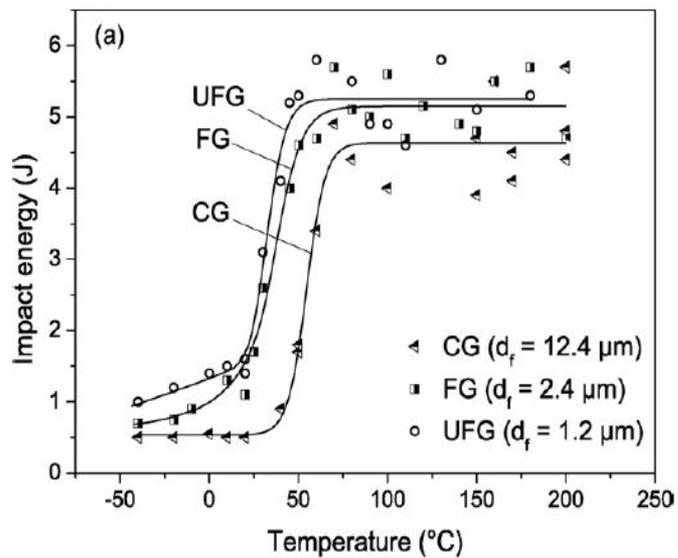


Table 4-1: Chemical composition of the steel used in this study in wt pct

Element	Fe	C	Mn	P	S	Si	Al	N
wt pct	Bal.	0.17	0.74	0.009	0.008	0.012	0.04	0.0047

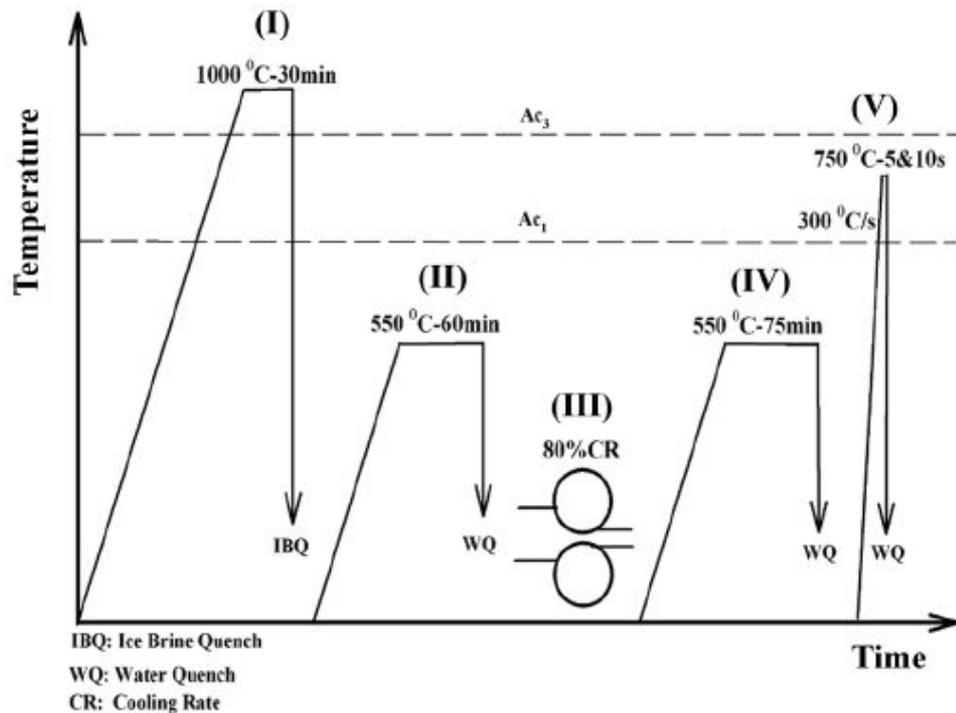


FIGURE 4.—Schematic time-temperature history used to produce ultrafine grained DP steels [9].

A novel path to produce DP steels with enhanced properties was illustrated by Azizi-Alizamini et al. [9] using a 0.17C-0.74Mn steel in which the five-stage processing history shown in Fig. 4 was employed to produce a ultrafine grained DP steel. After an ice-brine quench (Step I), the steel possessed a fully martensitic microstructure that was tempered in Step II prior to cold rolling (Step III). A recrystallization pre-anneal at 550°C (Step IV) produced an ultrafine aggregate of ferrite and carbide (cementite). Stage V incorporated a rapid heating rate and short times at the intercritical annealing temperature, both chosen to minimize ferrite

grain growth and promote carbide dissolution and austenite formation. On quenching, an ultrafine structure developed with a martensite volume fraction of approximately 0.42 having a uniform distribution of 2 μm martensite islands. While not shown, in this material the strength difference between the ferrite and martensite should be less than in other DP steels owing to the grain size refinement of the ferrite, and consistent with the modeling predictions of Kremaszky et al. [7], should lead to improved overall material performance in tests limited by decohesion fracture and nonuniform second phase distribution. In a related study [10], incorporation of an additional reduction step in the interval normally associated with the runout table, can be used to enhance deformation induced ferrite formation resulting in ultrafine grained DP products.

Yousef Mazaheri*, Ahmad Kermanpur, Abbas Najafizadeh

Table 1

Chemical composition of the investigated steel (wt%).

Element	C	Si	Mn	Cr	S	P
Composition	0.17	0.4	1.15	0.95	0.035	0.025

A_{c1} : 753 °C and A_{c3} : 833 °C

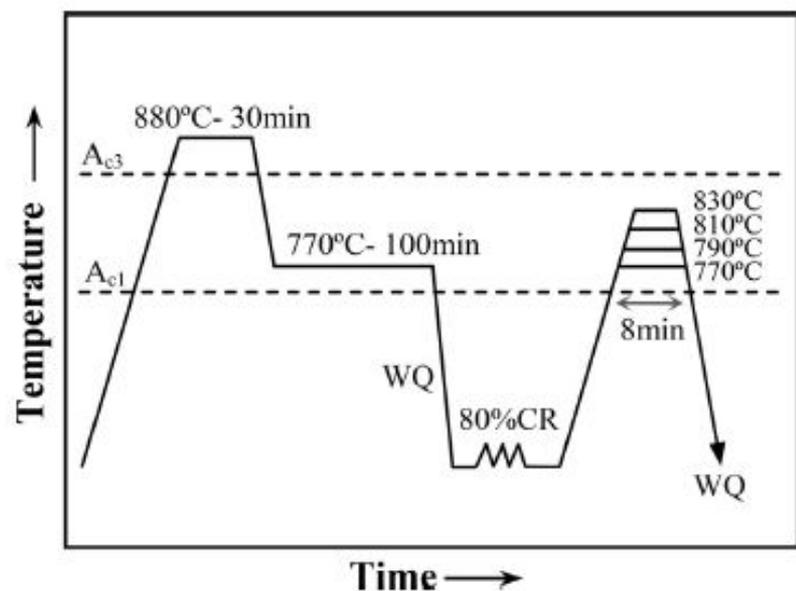


Fig. 1. Thermomechanical treatment developed to produce ultrahigh strength DP steels. A_{c1} : start and A_{c3} : finish temperature of austenite formation during heating; WQ: water quenching; CR: cold-rolling.

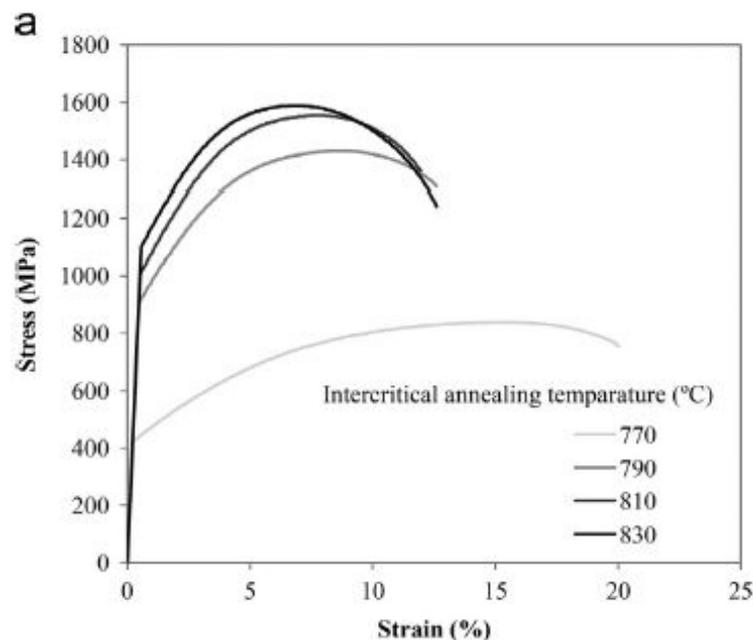
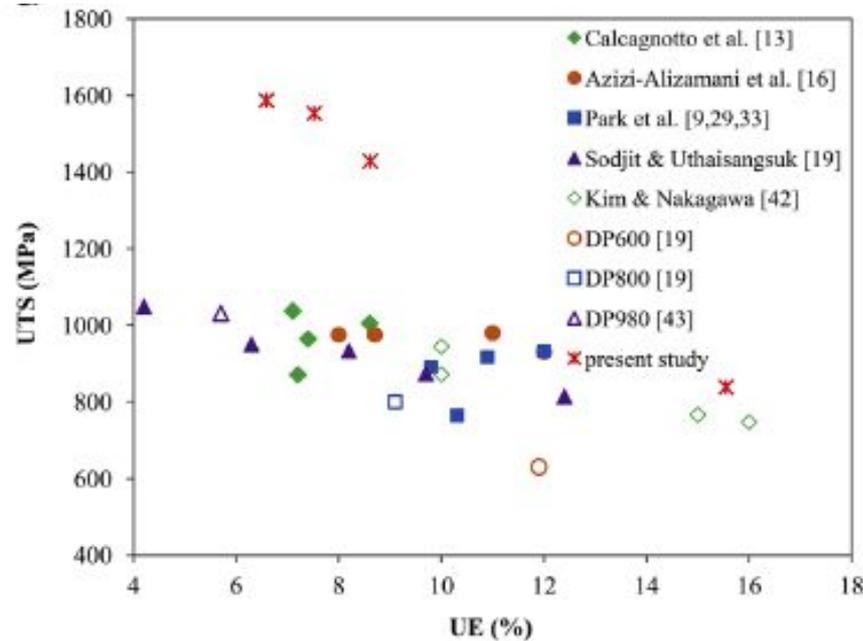


Table 3
Mechanical properties obtained from tensile tests.

IAT (°C)	YS (MPa)	UTS (MPa)	UE (%)	TE (%)	UTS × UE (J cm ⁻³)	Yield ratio
770	422 ± 18	838 ± 14	15.55 ± 0.45	20.01 ± 0.59	130.30 ± 5.90	0.50 ± 0.02
790	903 ± 17	1429 ± 16	8.61 ± 0.49	12.60 ± 0.80	123 ± 8.30	0.63 ± 0.01
810	1004 ± 20	1553 ± 17	7.52 ± 0.38	11.96 ± 0.54	116.79 ± 7.24	0.65 ± 0.01
830	1100 ± 15	1587 ± 13	6.59 ± 0.41	12.59 ± 1.11	104.58 ± 7.42	0.69 ± 0.01

IAT: intercritical annealing temperature; YS: 0.2% offset yield strength; UTS: ultimate tensile strength; UE: uniform elongation; TE: total elongation.



- (1) Under the appropriate intercritical annealing conditions, microstructure of the DP specimens consisted of nearly equiaxed ultrafine ferrite grains ($\sim 1-2 \mu\text{m}$) and uniformly distributed martensite islands. The martensite volume fraction and hence its carbon content changed with increasing intercritical annealing temperature.
- (2) In contrast to the as-received sample, all intercritically annealed specimens showed typical characteristics of DP steels, i.e., continuous yielding, low yield ratio and two stage strain hardening behavior.
- (3) The new DP steel (intercritically annealed at 830 °C for 8 min followed by water quenching) showed an excellent combination of ultrahigh strength (~ 1100 MPa yield and ~ 1600 MPa tensile strength) and adequate ductility ($\sim 7\%$ uniform elongation and $\sim 13\%$ total elongation).
- (4) The developed DP specimens (especially intercritically annealed at 770 °C) showed superior strength-elongation balance in comparison with the DP steels from literature.
- (5) The variation of martensite volume fraction and its carbon content with intercritical annealing temperature was responsible for changing the fracture mechanism.

6.4. Получение УМЗ структур в аустенитных нержавеющей сталях

6.4.1. Общие сведения об аустенитных нержавеющей сталях

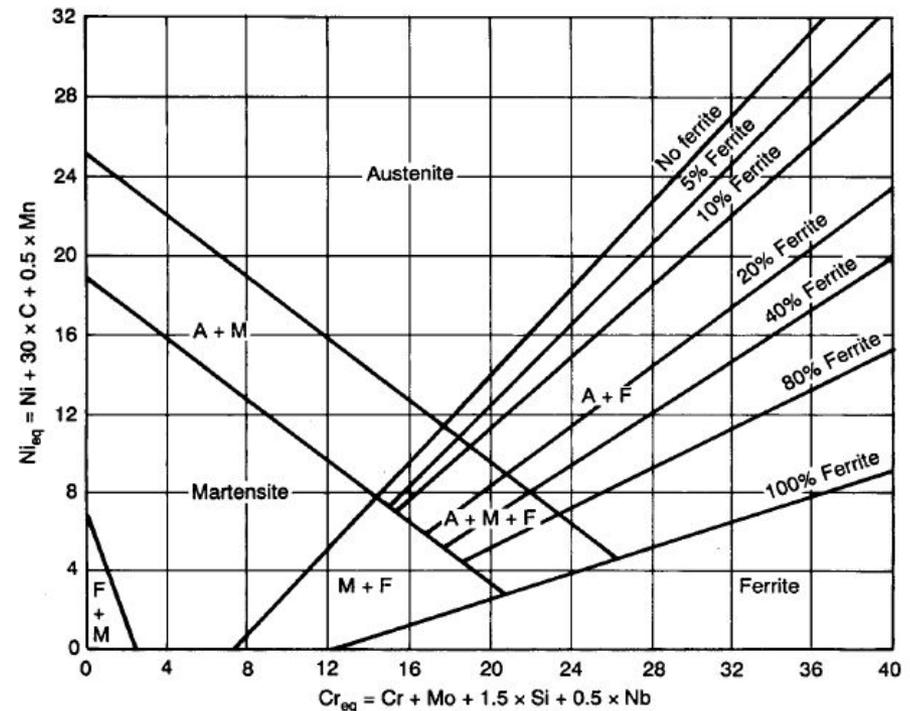
Нержавеющие стали сплавы на основе железа, содержащие не менее 12-13% Cr. В этом случае электрохимический потенциал становится положительным, и сталь приобретает устойчивость против коррозии в атмосфере, воде, ряде слабых растворов кислот, солей и щелочей.

Необходимое условие: весь хром должен находиться в твердом растворе. Тогда он образует на поверхности плотную защитную оксидную пленку $(Cr,Fe)_2O_3$.

В зависимости от химического состава нержавеющие стали имеют при комнатной температуре разную структуру и подразделяют на:

- ферритные;
- мартенситные;
- аустенитные;
- аустенитно-ферритные.

Cr, Mo, Si, Nb – расширяют α -область
Ni, C, Mn – расширяют γ -область



Структурная диаграмма нержавеющей сталей
(А. Шеффлер)

Наилучшим сопротивлением коррозии обладают аустенитные стали. Кроме того, они обладают высокой пластичностью и вязкостью и сохраняют прочностные характеристики при повышенных температурах.

Промышленные аустенитные нержавеющие стали содержат: C<0,08%\$ 16-19% Cr, 4-12% Ni; 7-2% Mn; 0-2% Mo.

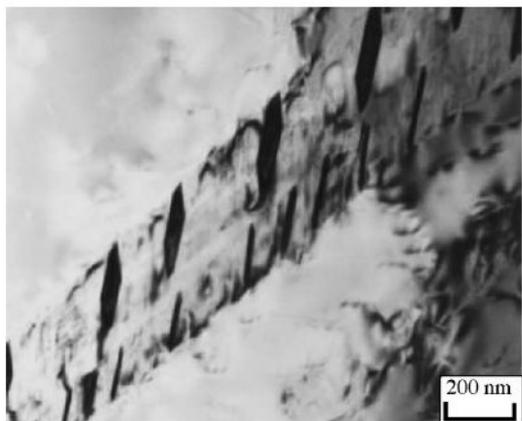
Table 1 Typical compositions of the most commonly used lean austenitic alloys

Alloy	Designation	C	N	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Other	Other	Other
201	S20100	0.08	0.07	16.3	4.5	0.2	7.1	0.45	0.001 S	0.03 P	0.2 Cu
201 drawing	S220100	0.08	0.07	16.9	5.4	0.02	7.1	0.5	0.001 S	0.30 P	0.6 Cu
201LN	S20153	0.02	0.13	16.3	4.5	0.2	7.1	0.45	0.001 S	0.03 P	0.5 Cu
301 tensile	S30100	0.08	0.4	16.6	6.8	0.2	1.0	0.45	0.001 S	0.03 P	0.3 Cu
301 drawing	S30100	0.08	0.04	17.4	7.4	0.02	1.7	0.45	0.007 S	0.03 P	0.6 Cu
303	S30300
304	S30400	0.05	0.05	18.3	8.1	0.3	1.8	0.45	0.001 S	0.03 P	0.3 Cu
304 drawing	S30400	0.05	0.04	18.4	8.6	0.3	1.8	0.45	0.001 S	0.03 P	0.3 Cu
304 extra drawing	S30400	0.06	0.04	18.3	9.1	0.3	1.8	0.45	0.001 S	0.030 P	0.4 Cu
304L tubing	S30403	0.02	0.09	18.3	8.1	0.3	1.8	0.45	0.013 S	0.030 P	0.4 Cu
305	S30500	0.05	0.02	18.8	12.1	0.2	0.8	0.60	0.001 S	0.02 P	0.2 Cu
321	S32100	0.05	0.01	17.7	9.1	0.03	1.0	0.45	0.001 S	0.03 P	0.4 Ti
316L	S31603	0.02	0.0	16.4	10.5	2.1	1.8	0.50	0.010 S	0.03 P	0.4 Cu

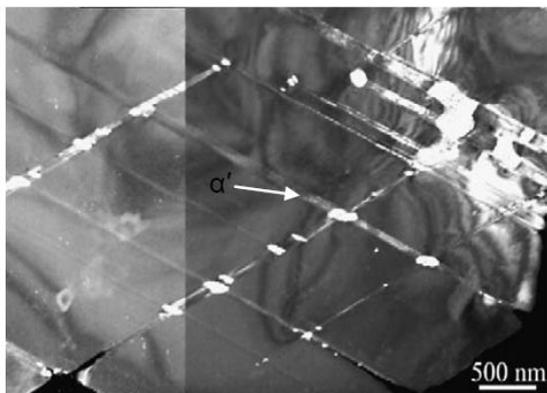
Стали с высоким содержанием никеля (> 14%) сохраняют стабильную аустенитную структуру и ниже комнатной температуры.

Аустенит в сталях с пониженным содержанием никеля (<8-10%) неустойчив: его охлаждение в область отрицательных температур или пластическая деформация при комнатной температуре вызывают образование мартенсита. Такие стали называются метастабильными аустенитными сталями.

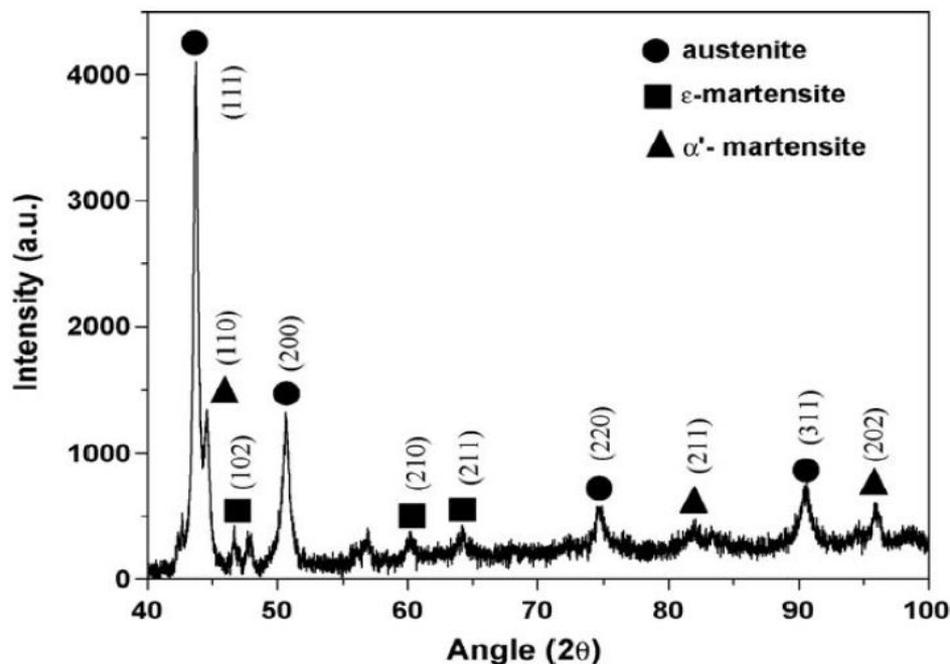
Аустенит в метастабильных аустенитных сталях в процессе пластической деформации может испытывать $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$ или $\gamma \rightarrow \alpha$ мартенситные превращения.



α -мартенсит, образованный в пластине ε -мартенсита



α -мартенсит, образованный на пересечении полос сдвига



Дифракционный спектр, слабодеформированного аустенита

Пластическая деформация вызывает образование мартенсита, если температура деформации не превышает температуру M_d , зависящую от химического состава стали:

$$M_{d30}(^{\circ}\text{C}) = 551 - 462 \cdot (C+N) - 9.2 \cdot Si - 8.1 \cdot Mn - 13.7 \cdot Cr - 29 \cdot (Ni+Cu) - 18.5 \cdot Mo - 68 \cdot Nb - 1.42 \cdot (GS-8)$$

Мартенситное превращение в процессе деформации обуславливает особенности механических свойств метастабильных аустенитных сталей:

- 1) высокое деформационное упрочнение, связанное как с увеличением плотности дислокаций, так и образованием мартенсита, и, соответственно, высокий предел прочности;
- 2) высокая пластичность, обусловленная мартенситным превращением (TRIP-effect, Transformation Induced Plasticity). Образование мартенсита сопровождается высокой скоростью упрочнения и препятствует локализации деформации в шейке.

Недостатком аустенитных (стабильных и метастабильных) нержавеющей сталей, ограничивающим их применение, является низкий предел текучести.

Table 3: Tensile properties and hardness for a few austenitic stainless steel grades (from [23, 6])

Property	Austenitic grade			
	AISI 301	AISI 302	AISI 304	HyTens2000
TS	725	620	580	2000
YS	275	275	290	1980
Elongation	60	55	55	<1
Hardness	85 HRB	80 HRB	80 HRB	

Предел текучести указанных сталей повышают за счет легирования (твердорастворное упрочнение, пластической деформацией (дислокационное упрочнение) и измельчением зеренной структуры аустенита (единственный механизм, повышающий одновременно прочность и вязкость). Однако возможности обычных методов измельчения зеренной структуры за счет рекристаллизации в процессе горячей деформации или обычного рекристаллизационного отжига холоднодеформированных аустенитных сталей ограничены размерами зерен 10 и 5 мкм, соответственно.

6.4.2. Метод получения УМЗ структуры метастабильных аустенитных сталей за счет циклов холодной деформации и фазовых превращений

A repetitive thermomechanical process to produce nano-crystalline in a metastable austenitic steel

Scripta Materialia 52 (2005) 1311–1315

Yunqing Ma, Jae-Eun Jin, Young-Kook Lee *

Table 1
Chemical composition of the steel used (wt%)

C	Ni	Cr	Mn	Fe
0.078	4.92	9.94	7.72	Balance

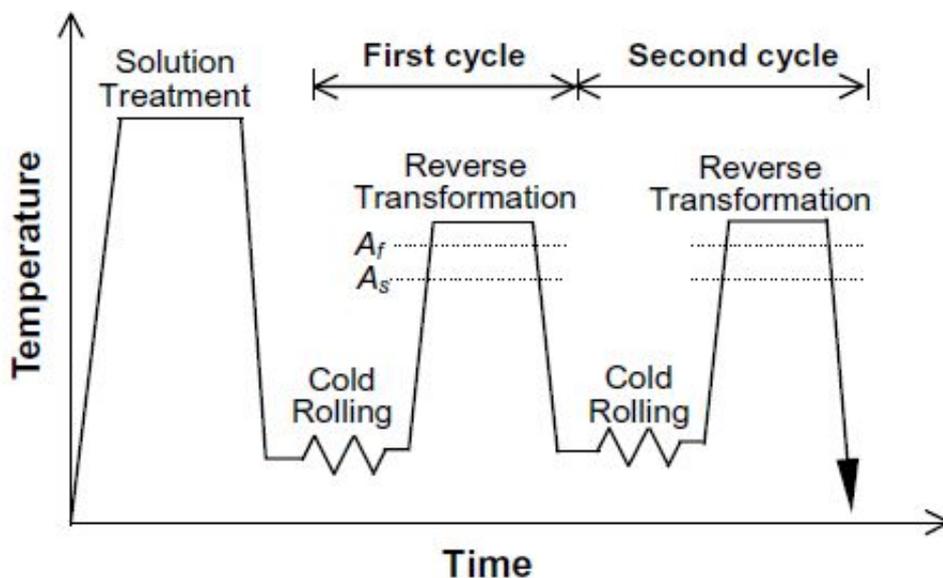
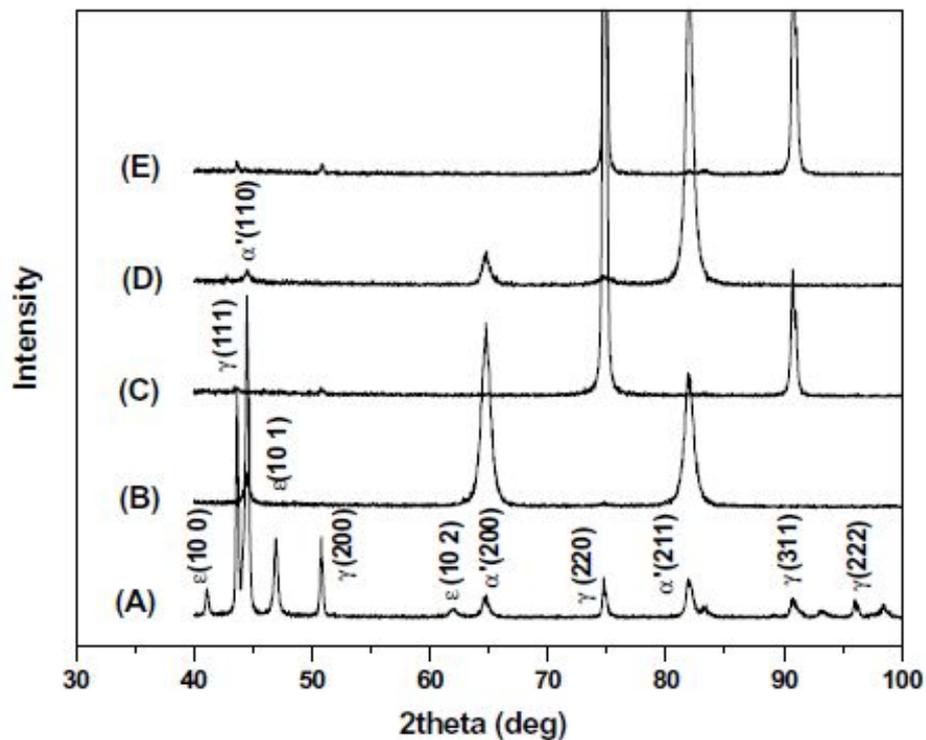


Fig. 1. A schematic illustration of a repetitive thermomechanical process to obtain the nano-crystalline in a metastable austenitic steel. A_s and A_f are the reverse transformation start and finish temperatures, respectively.

Процесс включает холодную прокатку, вызывающую превращение аустенита в мартенсит, и последующий отжиг для реализации обратного превращения мартенсита в аустенит.

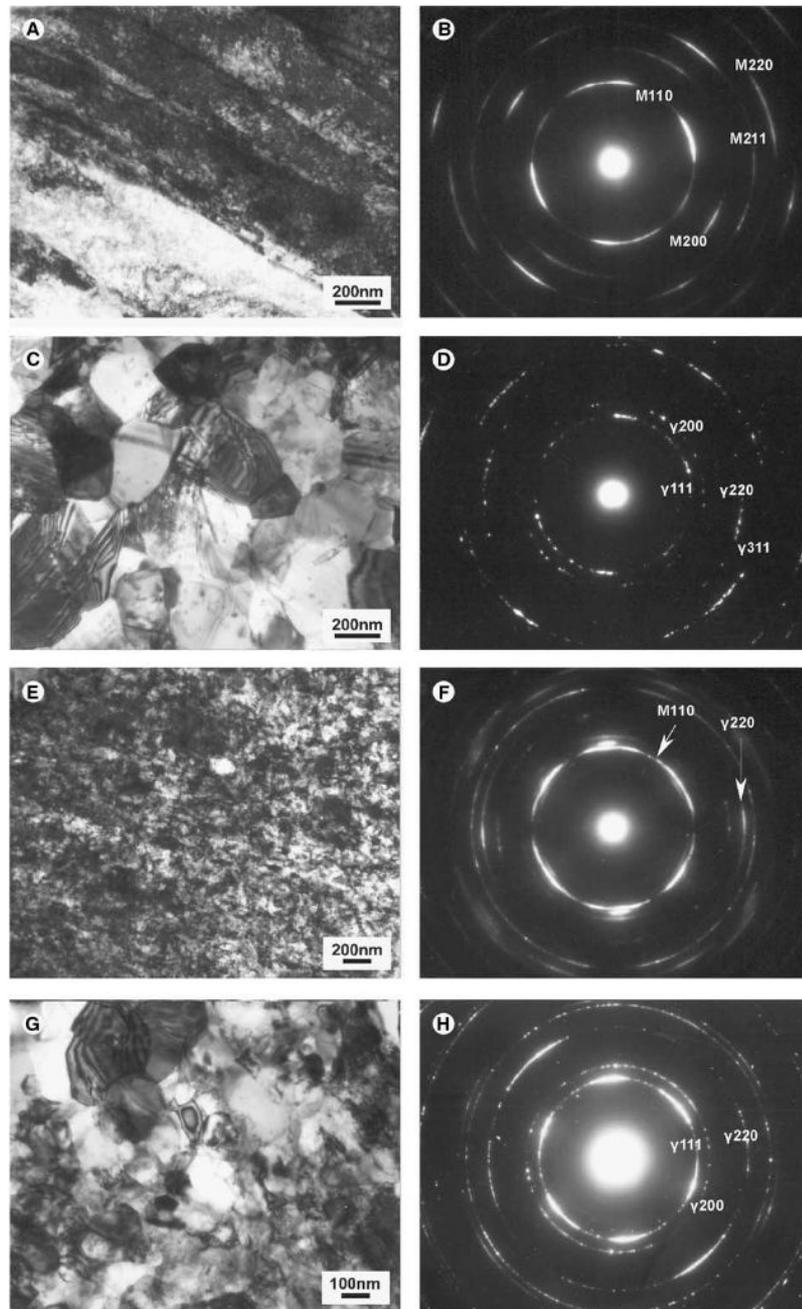
Первая деформация: 75% обжатия
Вторая деформация: 50% обжатия

Температура нагрева: $A_f + 10^\circ\text{C} = 640^\circ\text{C}$.
Время выдержки: 10 мин.



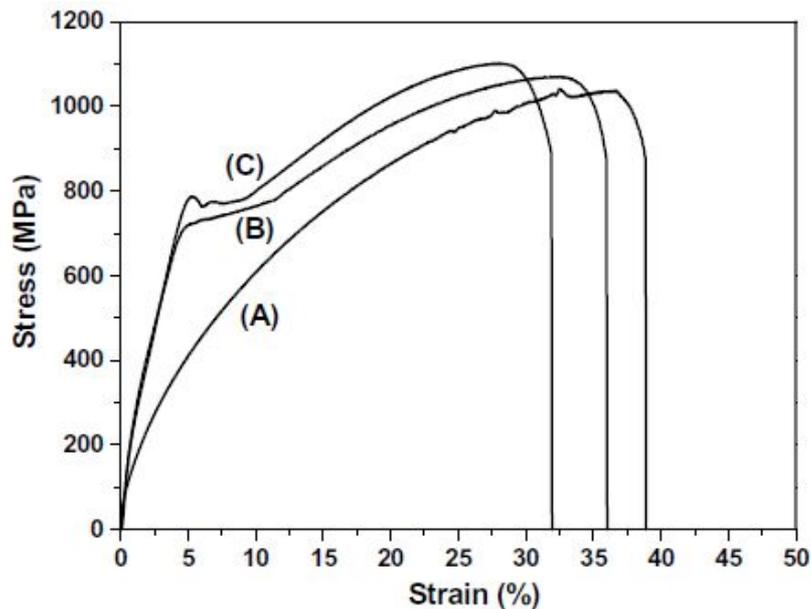
Изменения фазового состава во время циклического термомеханического процесса: (A) после аустенитизации; (B) после первой холодной прокатки; (C) после первого отжига; (D) после второй прокатки; (E) после второго отжига

Микроструктурные изменения во время циклического термомеханического процесса: (A) после аустенитизации; (B) после первой холодной прокатки; (C) после первого отжига; (D) после второй прокатки; (E) после второго отжига



Размер аустенитных зерен после первого отжига – 300 нм

Размер аустенитных зерен после второго отжига – 200 нм



Диаграммы растяжения: (A) после аустенитизации; (B) после первого отжига; (C) после второго отжига

Table 2

Tensile properties of the specimens measured at different stages during the thermomechanical treatment

Stage	Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Uniform elongation (%)	Total elongation (%)
After solution treatment	120	1041	36.5	38.9
After the first annealing	708	1070	32.6	36.0
After the second annealing	779	1102	28.0	32.0

Получено замечательное сочетание высокой прочности и высокой пластичности.

Требования к процессу на основе последующих работ:

- 1) Метастабильный аустенит должен почти полностью испытать превращение в мартенсит в процессе холодной деформации.
- 2) Мартенсит, индуцированный деформацией, должен быть сам сильно деформирован, чтобы разрушить его речную структуру перед обратным превращением.
- 3) Обратное превращение должно быть реализовано при минимальной возможной температуре и за как можно меньшее время, чтобы подавить рост зерен аустенита.
- 4) Температура начала мартенситного превращения ревертированного аустенита должна быть ниже комнатной температуры, чтобы получить полностью аустенитную структуру.

Production of nano/submicron grained AISI 304L stainless steel through the martensite reversion process

Farnoosh Forouzan*, Abbas Najafizadeh, Ahmad Kermanpur, Ali Hedayati, Roohallah Surkialiabad

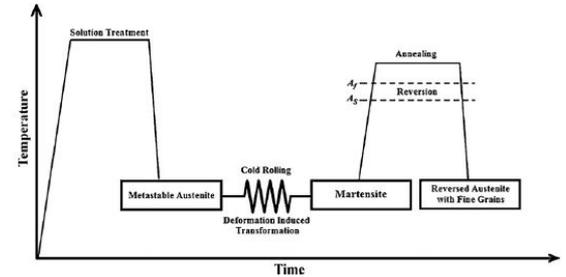
Chemical composition of 304L austenitic stainless steel (weight percent).

Type	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Mo	Nb	Fe
304L	0.0269	0.427	1.58	18.2	8.22	0.58	0.348	0.0020	Base

Table 3

Tensile properties of as received and annealed (at 700°C for 300 min) specimen.

	Fracture strain (ϵ_f)	Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)
As received	52%	300 MPa	600 MPa
After annealing	40%	1000 MPa	1010 MPa



Production of nano/ultrafine grained AISI 201L stainless steel through advanced thermo-mechanical treatment

A. Rezaee*, A. Kermanpur, A. Najafizadeh, M. Moallemi

Table 1

Chemical composition of AISI 201L stainless steel (wt.%).

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P	S	N	Fe
0.027	5.91	0.51	16.20	3.88	0.08	0.04	0.02	0.04	Balance

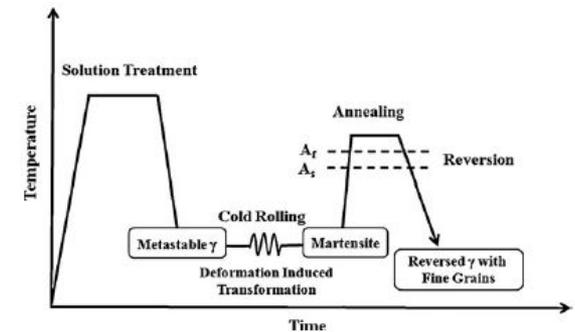


Table 2

Mechanical properties of 201L stainless steel at different stages of the repetitive thermo-mechanical process at room temperature.

Processing conditions ^a	Average grain size	UTS (MPa)	Yield strength (MPa)	Total elongation (%)
SA at 1100°C for 150 min	27 μm	1030	330	48
95% CR	–	1950	–	4
95% CR + 850°C/30 s	65 nm	1780	1485	33
95% CR + 850°C/180 s	140 nm	1710	1075	37
95% CR + 850°C/600 s	810 nm	1420	870	34
95% CR + 850°C/1800 s	1.4 μm	1160	780	25

^a SA: solution annealing; CR: cold rolling.

Property Enhancement in Metastable 301LN Austenitic Stainless Steel through Strain-Induced Martensitic Transformation and its Reversion (SIMTR) for Metro Coach Manufacture

International Journal of Metallurgical Engineering 2013, 2(2): 203-213

S. Srikanth¹, P. Saravanan¹, Vinod Kumar¹, D. Saravanan², L. Sivakumar², S. Sisodia², K. Ravi¹, B. K. Jha¹

Amongst the wide variety of austenitic stainless steels (ASS) produced at Salem Steel Plant (SSP) in India, the metastable austenitic stainless steel type 301LN is widely used for manufacture of rail car structural components and automotive trim applications. Currently, there exists a substantial demand for this grade for fabrication of Metro Coaches suited for urban rail transportation. The steel has relatively low yield strength of 350-380 MPa and tensile strength of 600-800 MPa with total elongation of 45-60% in annealed condition. However, the current market requirement, as projected by many of the ongoing Metro Rail Projects in India, calls for the manufacture of this steel with UTS in excess of 1000 MPa and yield (YS to UTS) ratio of less than 0.8 as this would facilitate substantial reductions in tare weight and crash-worthiness of the metro coaches.

Combination of properties viz. YS: 751-921 MPa, UTS: 1001-1151 MPa, Elongation: 22% min, Hardness: 36 HRC max and Yield ratio: <0.8 can be attained in 301LN grade coils by imparting heavy cold reductions to the tune of 45-50% in Sendzimir Mill followed by brief / short annealing treatments (80-160 s) by means of single furnace operation at 750 °C at standard line operating speeds stipulated for 300 series in Annealing Pickling Line-1 (AP Line-1) at SSP.

Short annealing treatment would serve to revert strain-induced martensite (α'), formed during heavy cold rolling, to strain-free, sub-micron sized austenite grains, which contribute to improvement in mechanical properties (strength-ductility combination) through grain refinement/grain boundary strengthening mechanism.

Strength, ductility and toughness of ultra fine-grained austenitic microstructure are superior to that achieved through deformation-induced martensitic strengthening of metastable austenite.

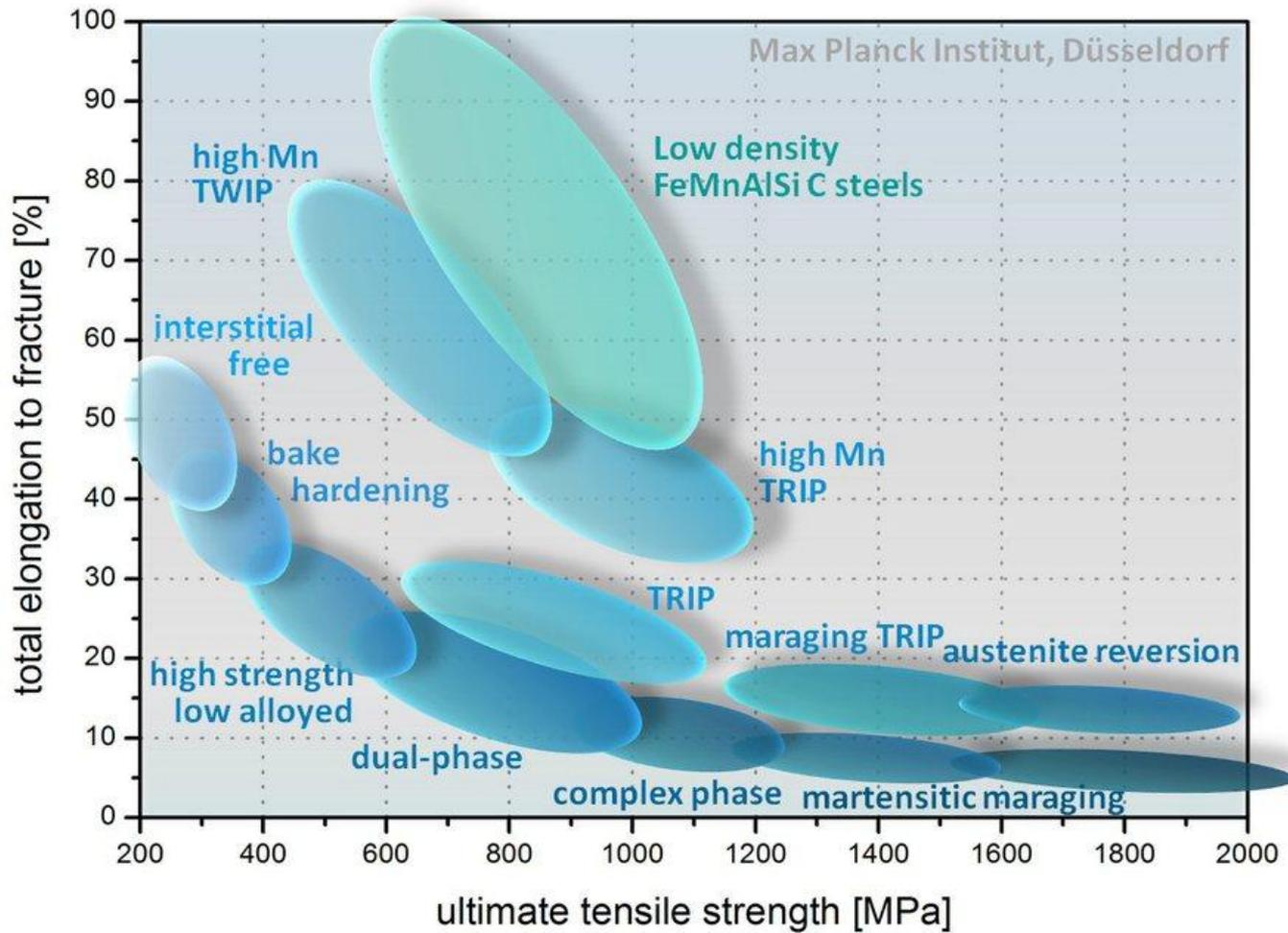
The acceptable combination of properties in HT temper, especially those stipulated by Metro Coach specification, necessitate the achievement of composite microstructure comprising ultrafine grained austenite and some amount of untransformed strain-induced martensite (SIM less than about 10 vol%) through partial reversion.

The process is distinct from conventional long annealing treatments (300-360 s), which are conventionally employed to soften the steel after cold rolling by means of recovery and recrystallization processes. Thus, conventional annealing softens the ASS whereas reversion annealing serves to strengthen steel through grain refinement.

Table 1. Chemical composition of 301LN metastable austenitic stainless steel (in wt%)

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	N
0.03 max	1.50-2.00	1.00 max	0.030 max	0.045 max	16.0-18.0	6.0- 8.0	0.07-0.20

The cold rolled coils (CRC) of the steel are manufactured in a wide variety of thicknesses and temper designations (namely, high temper (HT), medium temper (MT), standard temper (ST), deadlight temper (DLT) and light temper (LT)) through cold rolling and concurrent annealing cycles. Table 1 gives the nominal chemical composition of 301LN metastable austenitic stainless steel (in wt%).



УМЗ структура метастабильного титанового сплава после мартенситного $\beta \rightarrow \alpha''$ превращения, индуцированного деформацией, и обратного $\alpha'' \rightarrow \beta$ превращением (Cai, 2011)

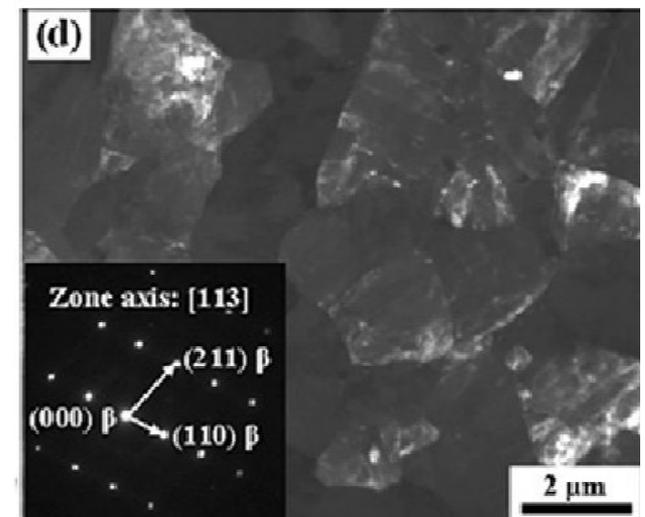
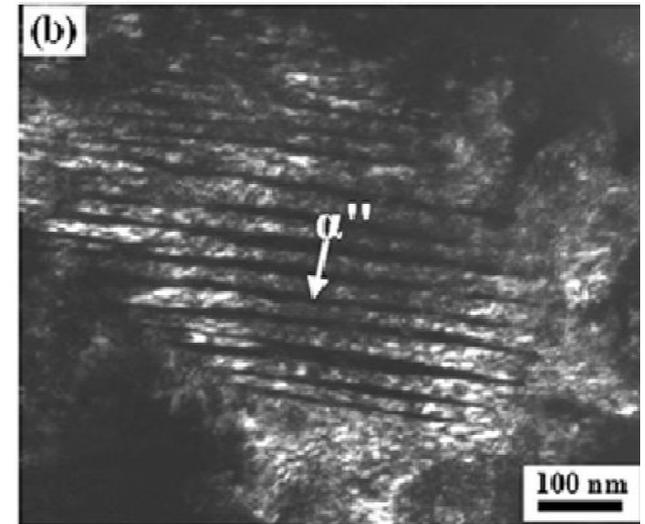
Сплав: Ti-77.5, V-15.9, Al-3.6, Sn -3.0 вес.%

Режим обработки:

- холодная прокатка с обжатием 75%, вызывающая $\beta \rightarrow \alpha''$ превращение;
- отжиг 800 С, 3 мин для осуществления обратного превращения

Размер зерен β -фазы – 2 мкм

Понижение температуры отжига до 720 С обеспечивает получение субмикронных зерен



Упрочнение аустенитных сталей за счет нанодвойникования

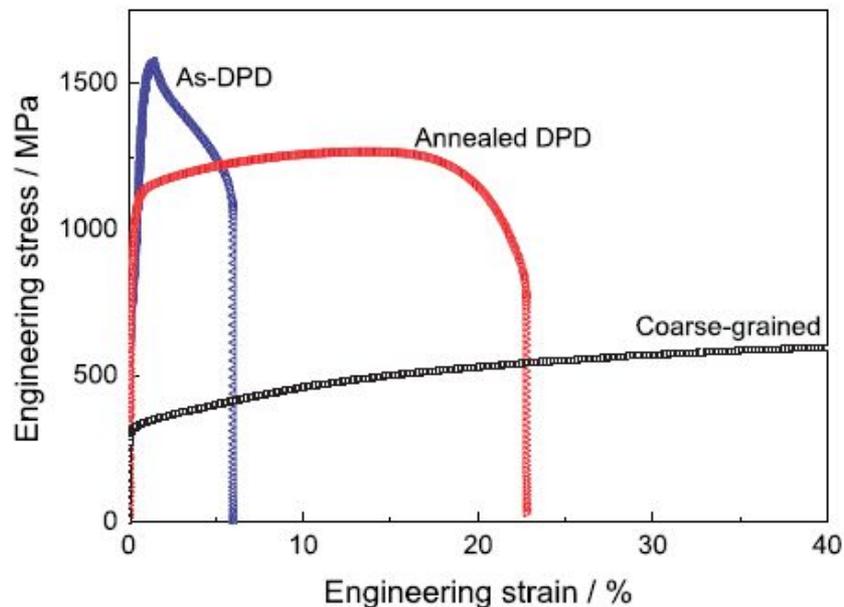
316L Austenite Stainless Steels Strengthened
by Means of Nano-scale Twins

G.Z. Liu, N.R. Tao[†] and K. Lu[†]

AISI 316L

Cr	Ni	Mo	C	M	P	S
16,4	11,2	2,1	0,02	1,42	0,04	0,01

Холодная деформация происходит путем двойникования. Границы двойников толщиной 100-500 нм выступают в качестве преград для дислокаций. Для повышения пластичности применяют отжиг.



J. Mater. Sci. Technol., 2010, 26(4), 289-292.

Обработка:

-отжиг $T=1200\text{ C}$, $t=30\text{ мин}$

-холодная деформация $\epsilon=1.6$, $v=10^3\text{ c}^{-1}$

-отжиг $T=750\text{ C}$, $t=90\text{ мин}$

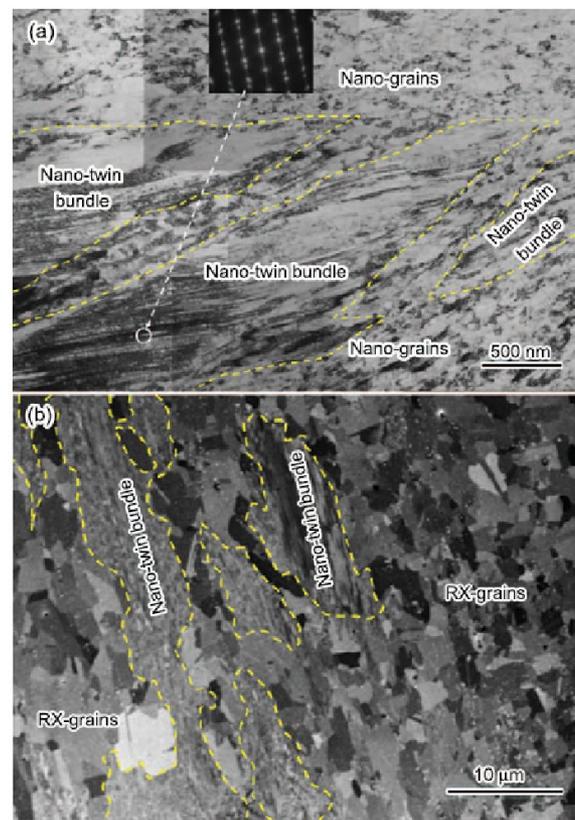


Fig. 1 Typical microstructures of the as-DPD 316L SS with $\epsilon=1.6$ (a) and of the annealed DPD 316L SS at 750°C for 90 min (b)

