

## 5.6. Стали для автомобилестроения

Сталь — наиболее важный материал, используемый в автомобильной промышленности, так как позволяет выполнить ряд важных требований при относительно низких производственных затратах. В настоящее время вопросы экономии топлива и повышения уровня требований безопасности требуют повышения прочности стали; с другой стороны, для обеспечения должного уровня технологичности производства металлопродукции сложной формы необходимо использовать лист из сверхвысокоштампующих сталей (ВОСВ).

По сравнению с другими материалами, прежде всего легкими металлами — алюминием и магнием, а также пластиками и композитами, более прочные стали, помимо меньшей массы изделий, имеют еще и то преимущество, что их обработка аналогична обработке традиционных мягких сталей.

Для удовлетворения различных требований по прочности и формовости (штампваемости) используют широкий спектр высокопрочных полосовых и листовых сталей. Соотношение прочности и пластичности различных типов сталей приведено на рис. 5.11.



Рис. 5.11. Механические свойства высокопрочного холоднокатаного и отожженного листа толщиной 1 мм

### Двухфазные стали

Двухфазная микроструктура характеризуется определенным распределением второй фазы в ферритной матрице и может иметь характерные черты, присущие сетчатой, дисперсной и дуплекс-структуре [100]. Объемная доля второй фазы, обычно мартенсита, составляет, как правило, около 20 %.

Такая микроструктура определяет форму кривой «напряжение–деформация». Предел текучести определяется по началу пластического течения в мягкой фазе, т.е. феррите. При приложении большего напряжения материал имеет высокую степень деформационного упрочнения в соответствии с правилом смесей для двухфазных микроструктур. Распределение деформации между двумя фазами неодинаково: в мягкой фазе деформация, а в твердой — напряжение превышают среднее значение для материала. Такая ситуация сохраняется даже тогда, когда твердая фаза становится пластичной на более поздней стадии деформации. Подробное исследование микроструктуры показало, что двухфазные стали содержат также некоторое количество остаточного аустенита. Поскольку феррит имеет умеренное внутреннее растягивающее напряжение [101], это также способствует относительно низкому пределу текучести.

Первая промышленная двухфазная сталь появилась на рынке США, она была изготовлена из получившей распространение еще в 70-е годы полосовой малоперлитной стали, микролегированной ванадием и подвергнутой термической обработке в межкритическом интервале температур. Сталь обладала временным сопротивлением, соответствующим классу прочности 80 (650 Н/мм<sup>2</sup>), но пределом текучести (350 Н/мм<sup>2</sup>) и относительным удлинением (> 27 %) класса 50. Эта двухфазная сталь применялась в основном для усиления бампера, а также других деталей автомобиля, например дисков колес.

Первая концепция легирования, направленная на устранение такой технологической

операции, как термообработка в межкритическом интервале температур, предусматривала использование сталей, легированных Mn, Si, Cr и Mo [102]. Из-за достаточно высокого содержания легирующих элементов эти стали отличались высокой стоимостью, в связи с чем были разработаны альтернативные стали, не содержащие молибден [103]. Основной областью применения оставались автомобильные колеса. Типичная композиция легирования такой горячекатаной полосовой стали, обеспечивающая уровень временного сопротивления > 550 Н/мм<sup>2</sup>, была следующей [104]:

0,08 % C, 0,50 % Mn, 0,30 % Si, 0,50 % Cr и 0,07 % P

По сравнению с малоперлитными микролегированными сталями при одинаковом уровне временного сопротивления диски колес, изготовленные из двухфазных сталей, имели более высокую усталостную долговечность [105]. Это улучшение связано с начальным циклическим упрочнением в условиях малоциклового усталости, перед тем как происходит общеизвестное циклическое разупрочнение.

Было установлено, что на границах между мартенситом и ферритом наблюдается достаточно высокая концентрация напряжений, которая может быть уменьшена за счет присутствия в микроструктуре некоторого количества бейнита [106]. Это позволяет увеличить пластичность без значительного понижения временного сопротивления. Наивысший уровень прочности достигается в том случае, когда второй фазой является мартенсит, что характерно для двухфазных микроструктур. При этом полосовая сталь сохраняет высокую пластичность. «Трехфазная» микроструктура, включающая бейнитную и мартенситную составляющие в ферритной матрице, обеспечивает наилучшую пластичность, но имеет средний уровень прочности. Подобные стали широко применяются в Японии и Европе.

Когда в качестве микролегирующего элемента в этих сталях используют ниобий, улучшаются как пластические, так и прочностные свойства, что является следствием более мелкозернистой микроструктуры. Очевидно, что трехфазные стали обладают наилучшей комбинацией пластичности и прочности (рис. 5.12). Для повышения прочности рассматриваемых полосовых сталей, добавляют больше таких легирующих элементов как Si, Mn и Cr. Стали этого вида, имеющие временное сопротивление > 600 Н/мм<sup>2</sup>, в настоящее время широко используют в автомобилестроении. Они имеют следующий базовый химический состав [104]: 0,08 % C, 1,40 % Mn и 0,035 % Nb.

На рис. 5.13 показана технологическая схе-

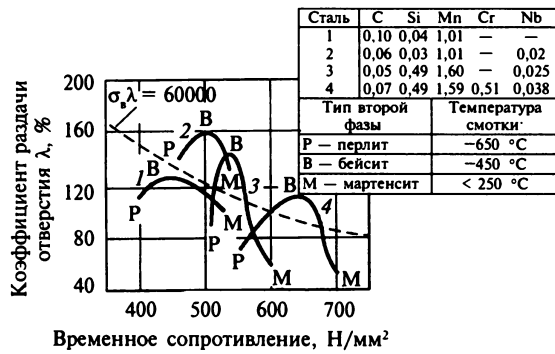


Рис. 5.12. Влияние легирования и температуры смотки на свойства двухфазных сталей

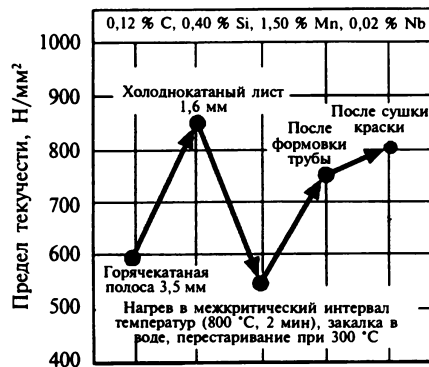


Рис. 5.13. Изменение предела текучести при производстве бокового бруса безопасности легкового автомобиля из двухфазной стали

ма производства из двухфазных сталей бокового бруса безопасности легкового автомобиля (SAAB, Volvo) и приведены механические свойства после различных операций. Ферритно-мартенситная двухфазная листовая сталь обладает высоким потенциалом деформационного упрочнения и, как следствие, после процесса формовки значительно повышается ее предел текучести. Дальнейшее повышение прочности обеспечивается упрочнением в процессе горячей сушки после окраски автомобиля (ВН-эффект). Чтобы микроструктура листовой стали была мелкозернистой, в нее необходимо вводить микродобавки ниобия [107].

#### TRIP-эффект и его применение

В высоколегированных сталях аустенитная фаза может оставаться стабильной при низких температурах. Показано, что в процессе деформации аустенитных сталей при комнатной температуре превращение аустенита в мартенсит происходит постепенно, обеспечивая повышенную пластичность [47]. Эта пластичность, обусловленная превращением (TRIP-эффект), используется при производстве зажимов, хирургических игл, высокопрочной проволоки и др.

TRIP-эффект нашел применение в автомобилестроении для получения высокопрочных пластичных сталей при существенно меньшем уровне легирования. Такие стали содержат, как правило, около 0,2 % C и 1,2 – 1,5 % Mn, способствующего увеличению количества остаточного аустенита путем снижения температуры перехода, а также 1,2 – 1,5 % Si, позволяющего повысить стабильность остаточного аустенита [109].

TRIP-стали имеют такое же низкое отношение предела текучести к временному сопротивлению (около 0,55), как и двухфазные стали. Однако при равных значениях временного сопротивления они имеют более высокие значения относительного удлинения. Например, полное удлинение, равное примерно 30 %, характерно для TRIP-стали — стали с временным сопротивлением > 800 Н/мм² [110].

Высокая пластичность этой стали является следствием образования мартенсита в процессе деформации. Следовательно, хорошая штампуемость зависит не только от количества остаточного аустенита, но и от его стабильности в процессе пластической деформации. Прежде всего, в процессе пластической деформации остаточный аустенит должен постепенно превращаться в мартенсит, и было показано, что описанные низкоуглеродистые стали демонстрируют именно такое поведение [111].

На рис. 5.14 показано изменение количества остаточного аустенита в процессе деформации TRIP-стали, подвергнутой выдержке различной продолжительности во время бейнитного превращения. Даже если после выдержки в течение 10 с содержание остаточного аустенита достигает почти 10 %, то этот аустенит не оптимизирован и почти полностью превращается в мартенсит на ранней стадии деформации. При увеличении времени выдержки обогащения аустенита углеродом будет вполне достаточно, чтобы гарантировать оптимальное сочетание прочности и пластичности.

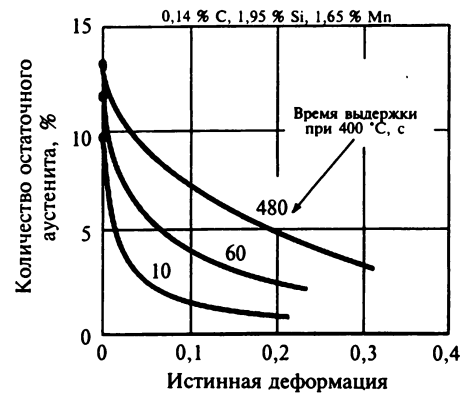


Рис. 5.14. Пластическая устойчивость остаточного аустенита в TRIP-стали

### IF-стали (стали без свободных атомов внедрения)

Возможность повышения характеристик холодной штампуемости стального листа за счет использования сталей без свободных атомов внедрения хорошо известна уже почти три десятилетия [112]. Начиная с первой половины 1980-х наблюдается устойчивый рост их производства и потребления до уровня примерно 15 млн. т/год в 1995 г. Сверхнизкий уровень содержания атомов внедрения (не более 30 ppm C и N) требует сравнительно малых добавок элементов-стабилизаторов, что обуславливает при использовании сталей данного класса снижение производственных издержек. Их «прорыв» на рынок холоднокатаного листа был главным образом обусловлен следующими причинами:

1) при использовании сталей без свободных атомов внедрения обеспечивается получение превосходных значений коэффициента Ланкфорда, а также гарантируется получение необходимого уровня прочности независимо от типа отжига — колпакового или непрерывного [113];

2) отжиг обычно проводится в непрерывных линиях нанесения горячего покрытия (на базе цинка и других металлов). Отсутствие свободных атомов внедрения в стали исключает возможность протекания процессов старения, поэтому использование IF-сталей благоприятно для линий горячего цинкования;

3) возможность получения комплексных изделий сложной формы благодаря использованию IF-сталей позволяет уменьшить количество операций при штамповке и сварке и высвободить оборудование. Например, штамповка дверной панели легкового автомобиля [114], при использовании листа из особовысокоштампуемой стали возможна только из одной заготовки, в то время как традиционный способ производства требует шести компонентов. Таким образом сокращаются производственные издержки на 20 % (на стоимость пяти комплектов оснастки).

Для получения IF-состояния современные стали, содержащие, например, 30 ppm C, 35 ppm N и 0,008 % S, должны быть микролегированы, по крайней мере, 0,036 % Ti или 0,023 % Nb. В данном случае при довольно низком содержании элементов-стабилизаторов производственные издержки низки для обоих вариантов микролегирования. Наличие различных поверхностных дефектов (газовых пузырей, плен и др.) в большей степени свойственно сталям, микролегированным титаном, — при его содержании выше 0,025 %. Во избежание этого часто используют двойную стабилизацию, азот связывается титаном, а углерод — ниобием.

### Высокопрочные IF-стали или ультранизкоуглеродистые стали

Прочностные свойства сталей без свободных атомов внедрения довольно низки и составляют по пределу текучести порядка 150 МПа. Новые сверхнизкоуглеродистые стали (ULC) для высокопрочного листа, базирующиеся на концепции легирования IF-сталей, обладают исключительно высокими характеристиками штампуемости (вытяжки и формовки) (рис. 5.15) [115]. Они уже представлены на рынок металлопродукции. Стали с большим уровнем прочности еще находятся в стадии разработки. Эти стали не являются полностью свободными от атомов внедрения, поэтому термин ULC является более корректным.

Характерная для ниобийсодержащих горячекатаных сталей мелкозернистая структура в определенной степени наследуется рекристаллизованным отожженным листом, таким образом способствуя его дополнительному упрочнению. Это является одной из причин использования ниобия при микролегировании высокопрочных сверхнизкоуглеродистых сталей. Так как хорошая холодная штампуемость возможна только в полностью рекристаллизованном материале, а кинетика этого процесса зависит от дисперсности (огрубления) карбонитридов, возможность дисперсионного упрочнения сверхнизкоуглеродистых сталей выделяющимися при охлаждении карбонитридами в данном случае не может быть использована. Следовательно, для данного типа сталей доминирующим становится механизм твердорастворного упрочнения. Наиболее подходящими в этом случае являются такие элементы как марганец и кремний, увеличивающие временное сопротивление на 4 Н/мм<sup>2</sup> при введении 0,1 % Mn или на 10 Н/мм<sup>2</sup> на каждые 0,1 % Si. В этом ряду особо следует выделить фосфор. Упрочнение фосфором составляет около 100 Н/мм<sup>2</sup> на каждые 0,1 % P [116].

Одним из отрицательных эффектов при

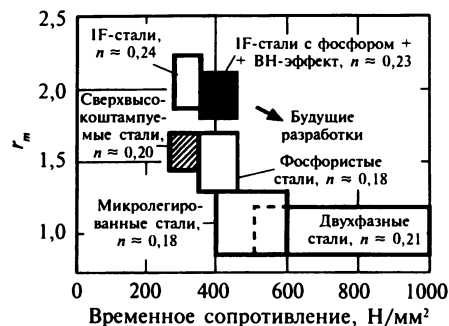


Рис. 5.15. Прочность и штампуемость листа из различных типов сталей (n — показатель деформационного упрочнения)

введении фосфора является его склонность к миграции к границам зерен, что способствует их охрупчиванию. Это явление проявляется особенно сильно в сталях без свободных атомов внедрения, в твердом растворе которых отсутствуют свободные атомы углерода. Углерод мог бы конкурировать с фосфором за места на границе, тем самым снижая охрупчивающую способность фосфора. После колпакового отжига такое охрупчивание может быть четко выражено в IF-сталях даже без каких-либо специальных добавок фосфора. Типичное для высокопрочных особовысокоштампуемых сталей содержание фосфора способствует охрупчиванию границ зерен уже после короткого непрерывного цикла отжига. Во избежание этого высокопрочные ультранизкоуглеродистые стали микролегируют бором, что уже стало общим правилом [117]. Диаметр атома бора меньше диаметра атома фосфора, поэтому бор эффективно занимает места на границе зерен, конкурируя с фосфором. При этом температура вязко-хрупкого перехода снижается на 25–50 °С. Следует заметить также, что ниобий, измельчая зерно, также способствует уменьшению содержания фосфора в границе. Таким образом, ниобий добавляется в данный тип сталей не только для измельчения зерна, но и для подавления охрупчивания.

В случае использования при производстве листа операций горячего цинкования или получения железоцинкового покрытия (гальванила) сталь не должна содержать добавок кремния. Приведем характерные промышленные данные по высокопрочным IF-сталям, подвергаемым горячему цинкованию [116]:

Химический состав:	Механические свойства:
30 ppm C;	$\sigma_T = 220 \text{ Н/мм}^2$ ;
30 ppm N;	$\sigma_B = 390 \text{ Н/мм}^2$ ;
0,35 % Mn;	$\Delta_{80} = 37 \%$ ;
0,05 % P;	$r = 1,9$ ;
0,03 % Al;	$\Delta r = 0,1$ ;
0,035 % Nb;	$n = 0,21$ .
0,02 % Ti;	
10 ppm B.	

Упрочнение стального листа в процессе сушки (ВН-эффект) находит широкое применение в автомобильной промышленности, так как позволяет снизить уровень напряжений при штамповке, гарантируя при этом более высокий уровень прочности в конечном изделии, а также после штамповки, покраски и сушки. Упрочнение при сушке определяется эффектом Коттрелла и, следовательно, для успешного его протекания необходимо некоторое количество углерода, содержание которого в твердом растворе должно быть не ниже 5 ppm [117]. Одна из возможностей решения данной проблемы за-

ключается в производстве ультранизкоуглеродистой стали с добавлением стабилизирующих элементов в количествах несколько ниже стехиометрического по отношению к углероду. Однако это требует очень высокой точности технологии производства стали, так как между вакуумной обработкой и непрерывной разливкой стали происходит увеличение содержания углерода в стали. Это приводит к дополнительным недостаткам, так как даже такой низкий уровень содержания углерода, присутствующий в твердом растворе перед началом процесса непрерывного отжига, препятствует формированию благоприятной текстуры и обеспечению высокого коэффициента  $r$ , необходимых для достижения высоких характеристик штампуемости [118].

Стали без свободных атомов внедрения с недавних пор нашли широкое применение, особенно для нужд автомобильной промышленности, т.е. главным образом, категории ВОВВ после непрерывного отжига, как с цинковым покрытием, так и с гальваником. Исторически сложилось так, что в основном по экономическим причинам, для стабилизации атомов внедрения применяли титан. Низкий уровень углерода в современных IF-сталях нивелирует данный фактор за счет снижения необходимого количества элементов-стабилизаторов, что позволило использовать комбинацию малых добавок титана в количестве, стехиометрическом к азоту, и ниобия в количестве, стехиометрическом к углероду. Это оказалось наилучшим решением, позволившим получить хорошее качество поверхности и высокие характеристики штампуемости.

Основываясь на концепции ультранизкого содержания углерода, были разработаны сверхвысокоштампуемые высокопрочные листовые стали, которые также гарантируют высокую плоскостную изотропность. Стабилизация высокопрочных сверхнизкоуглеродистых листовых сталей ниобием широко распространена, так как обеспечивает лучший комплекс механических свойств и возможность проявления ВН-эффекта.

#### *Высокопрочные полосовые стали*

Из горячекатаной полосы производят детали рам грузовых автомобилей, шасси колес и др. Толщина проката для данного назначения невысока и соответствует сортаменту непрерывных широкополосных станов. К полосовой стали указанного назначения предъявляется широкий спектр требований:

- 1) высокая прочность;
- 2) хорошая формруемость в холодном состоянии;
- 3) высокое сопротивление хрупкому разрушению;

- 4) хорошая свариваемость;
- 5) высокая однородность и изотропность свойств;
- 6) хорошее качество поверхности.

Концепции легирования таких сталей за последние десятилетия изменялись дважды: от нормализованных сталей с высоким содержанием углерода и серы, микролегированных титаном, к термомеханической обработке стали с высоким содержанием титана для контроля формы сульфидов и, наконец — к микролегированным ниобием сталям с низким содержанием серы (титан также применяют для упрочнения таких сталей). Около 40 лет назад типичной сталью для грузовых автомобилей в Германии являлась толстолистовая сталь в нормализованном состоянии (0,2 % С; 0,15 % Ti; 0,020 % S). Высокое содержание углерода и титана отрицательно влияло на вязкость и свариваемость. С внедрением термомеханической прокатки полосовой стали в 60-х годах удалось значительно повысить свойства материала. Однако в полосовых сталях с высоким содержанием титана прочностные свойства сильно зависели от технологических параметров производства. Рис. 5.16 [119] показывает, что в результате даже малых изменений температуры окончания прокатки или температуры смотки полосы в рулон происходил широкий разброс механических свойств, что не удовлетворяло потребителей. Поэтому металлургические компании приняли решение производить стали с пределом текучести до 420 Н/мм<sup>2</sup> только с микродобавкой ниобия. В сталях с гарантированным пределом текучести 500 Н/мм<sup>2</sup> используют добавки ниобия и ванадия. Несмотря на более высокую цену стали, содержащей Nb + V, конечный потребитель отдает предпочтение полосе с равномерными свойствами, так как процесс холодной штамповки обычно происходит непрерывно. Применение термомеханической прокатки на непрерывном широкополосном стане позволяет путем оптимизации содержания марганца и микролегировующих добавок (среди которых основным является ниобий) производить полосу с гарантированным пределом текучести 380–690 Н/мм<sup>2</sup> (типичные марки стали приведены в табл. 5.9). В стали марки S690 MC сочетание легирования марганцем, ниобием, титаном и бором в комплексе с рациональным выбором параметров термомеханической прокатки и смотки полосы в рулон обеспечивает формирование дисперсной бейнитной структуры [120]. Добавка в сталь такого типа никеля позволяет получить существенно более высокий уровень прочности в полосе толщиной 5 мм (предел те-

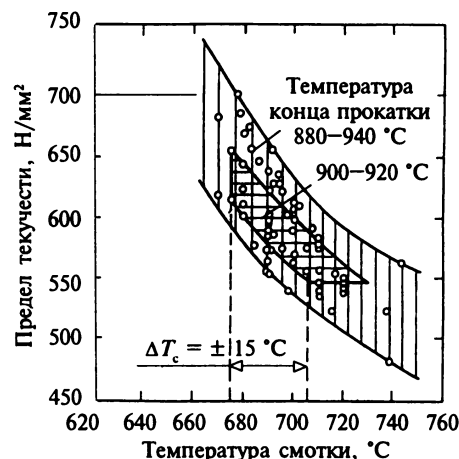


Рис. 5.16. Влияние температуры смотки на предел текучести полосы толщиной 4–6 мм из стали, содержащей 0,2 % Ti

кучности 890 Н/мм<sup>2</sup>). Для сталей с пределом текучести 690 Н/мм<sup>2</sup> и более используют многочисленные механизмы упрочнения: твердорастворное, измельчение зерна за счет применения термомеханической прокатки и микролегирования ниобием, а также дисперсионное и дислокационное (рис. 5.17). Применение технологии термомеханической прокатки полосы из ниобийсодержащих сталей позволило заменить стали, подвергавшиеся закалке и отпуску с пределом текучести до 690 Н/мм<sup>2</sup>.

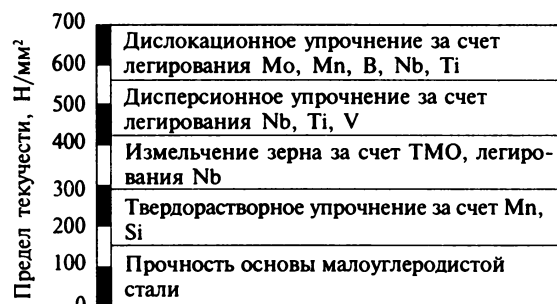


Рис. 5.17. Вклад различных механизмов упрочнения в предел текучести высокопрочной полосовой стали (схема)

Таблица 5.9  
Химический состав высокопрочных полосовых сталей для автомобилестроения

Марка стали	$\sigma_T$ , Н/мм <sup>2</sup>	Средний состав стали, %						
		C	Mn	Ni	Nb	Ti	V	B
QSt E 380 TM	380	0,06	1,0	—	0,03	0,02	—	—
QSt E 500 TM	500	0,06	1,3	—	0,05	—	0,05	—
S 690 MC	690	0,06	1,6	—	0,05	0,10	—	0,002
QStE 690 TM	690	0,04	1,8	—	0,06	0,03	—	0,002
(890)	890	0,08	1,35	1,75	0,06	0,18	—	0,002