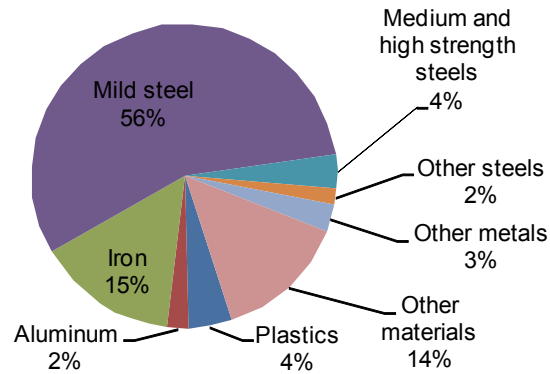


Average 1975 Vehicle 3,900 lbs.



Average 2007 Vehicle 4,050 lbs.

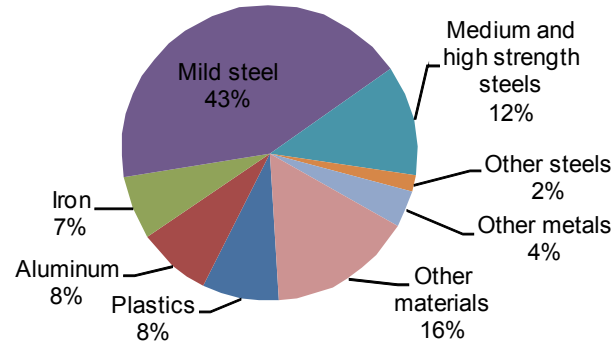


Figure 6.3: 1975 and 2007 average vehicle mass breakdown by material

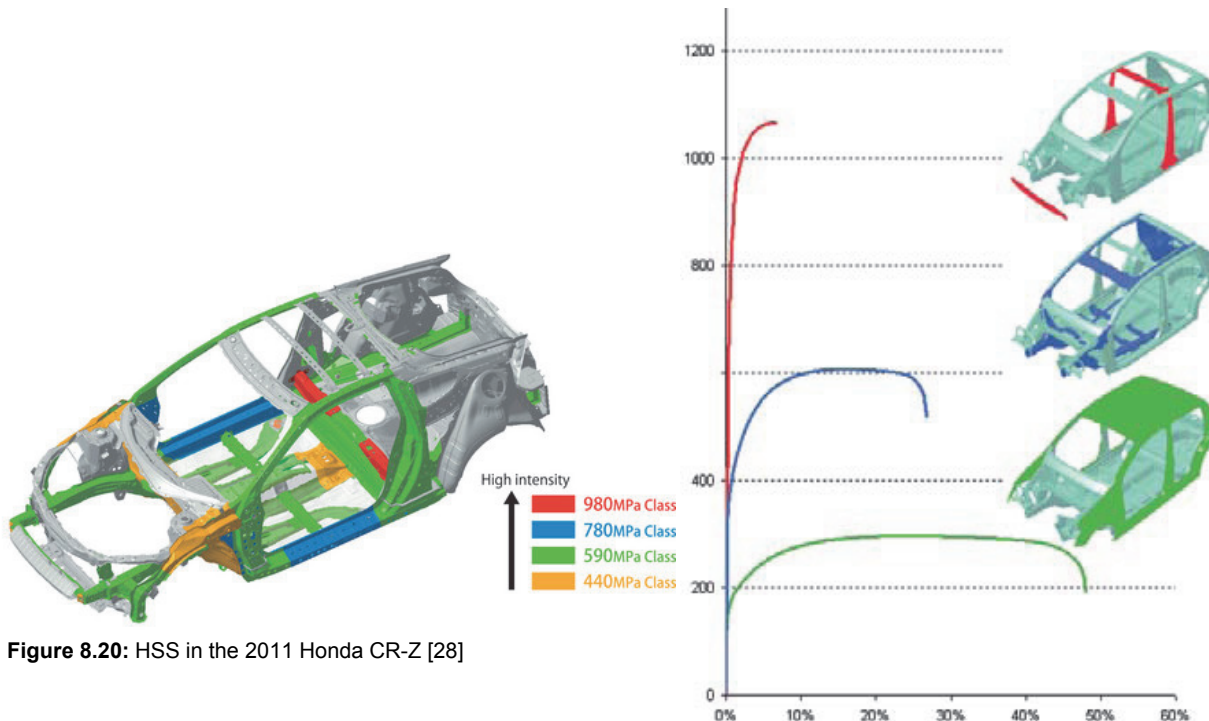


Figure 8.20: HSS in the 2011 Honda CR-Z [28]

> Steels for safety-critical parts, especially for maintaining a passenger survival space in crash events

> High-strength steels with a good balance of strength, formability, energy absorption and durability

> Steels with excellent formability (eg. for deep drawing)

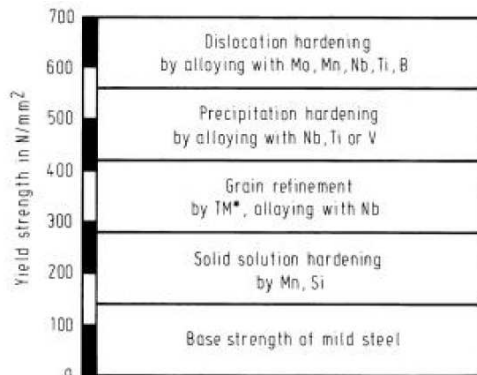
Figure 8.2: Stress (in MPa) vs. percent elongation for different steel types and their applications in body structure [Adapted from 19]

Gli acciai alto-resistenziali

- 1 Acciai alto-resistenziali: introduzione
- 2 Gli acciai IF (Interstitial Free)
- 3 Gli acciai BH (Bake Hardening)
- 4 Gli acciai HSLA (High Strength Low Alloyed)
- 5 Gli acciai DP (Dual-Phase)
- 6 Gli acciai TRIP (TRansformation Induced Plast.)
- 7 Gli acciai MS (Martensitic Steels)

Gli acciai microlegati ad alta resistenza meccanica (HSLA) possono normalmente raggiungere resistenze allo snervamento molto più elevate di quella degli acciai strutturali più usati in passato. La loro introduzione ha portato indubbi vantaggi in molte applicazioni perché permettono sezioni resistenti più sottili, un risparmio nel peso e minori costi di trasporto e movimentazione, soprattutto nella realizzazione di grandi opere; ha permesso di eliminare i trattamenti termici o di finitura, che comportavano costi aggiuntivi rilevanti, e di sviluppare soluzioni alternative ai più costosi acciai speciali da costruzione.

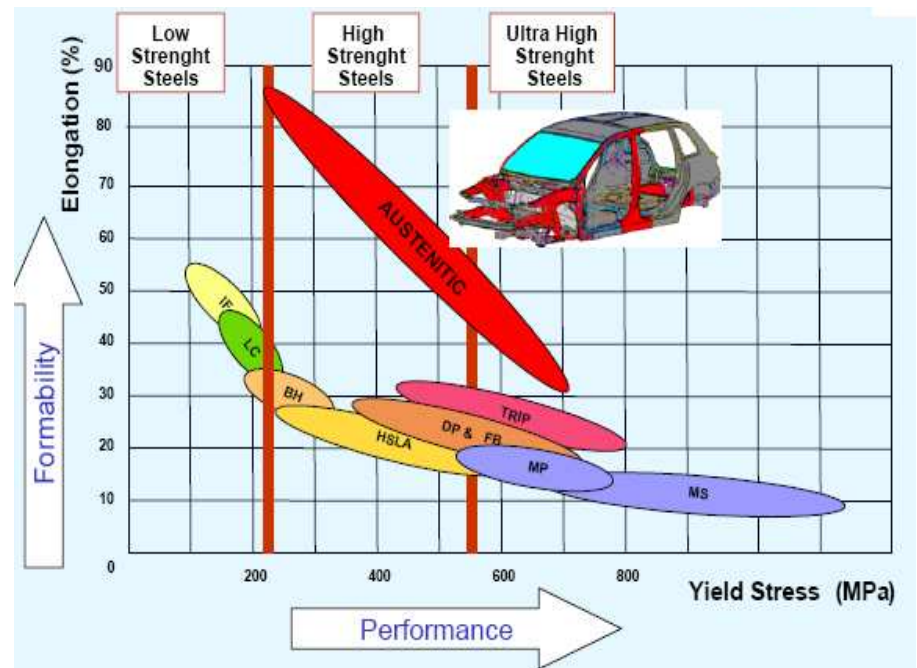
Acciai alto-resistenziali: introduzione



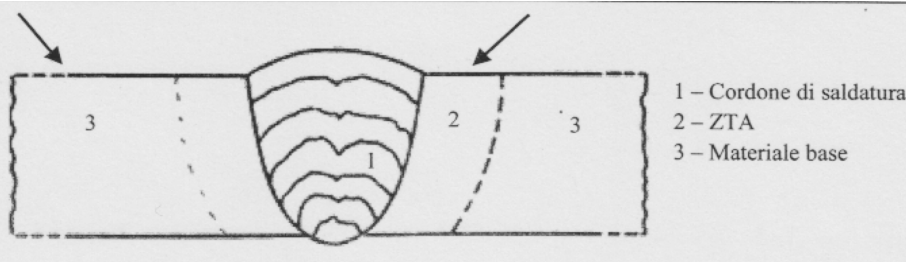
*TM = Thermomechanical treatment often referred to as heavy controlled rolling

Figure 10: Contribution of various strengthening mechanisms via alloying and processing to achieve 700MPa yield strength in hot strip.

Acciai alto-resistenziali: introduzione



SALDABILITA' DEGLI ACCIAI



La saldatura modifica le proprietà locali del materiale; si possono individuare tre zone diverse: la zona di completa fusione del cosiddetto cordone di saldatura (zona 1), la zona termicamente alterata o ZTA (zona 2) e il materiale base inalterato (zona 3).

Nella zona termicamente alterata, la microstruttura dipende dall'apporto termico, cioè dalle condizioni di saldatura:

- la permanenza ad alta temperatura,
- Le caratteristiche del materiale, (la sua temprabilità e la geometria del sistema, che condiziona la velocità di raffreddamento)

La microstruttura si modifica in funzione della temperatura raggiunta: dalla linea di fusione, procedendo verso il materiale base, sono possibili diverse alterazioni. **Nella parte del materiale che subisce un riscaldamento sopra la temperatura di austenitizzazione** e un successivo raffreddamento rapido, con una vera e propria tempra, è possibile la formazione di microstrutture dure di martensite o di bainite che, per la loro fragilità, sono sensibili all'insorgenza di cricche a freddo e a fratture fragili in esercizio.

Nelle zone dove si raggiungono temperature piuttosto elevate, tali da indurre l'ingrossamento del grano austenitico, si può avere la formazione di strutture grossolane e dure.

Dove si raggiungono temperature più basse ma comunque sufficienti per la formazione di precipitati incoerenti, di solito carbonitruri, si può avere di nuovo un aumento della durezza e un comportamento fragile.

Infine, le zone che mostrano solo un leggero aumento di temperatura, sino a 200-300 °C, possono essere interessate, negli acciai suscettibili, da fenomeni d'invecchiamento ("strain aging") che infragiliscono il materiale, causati dalla diffusione degli atomi interstiziali, quali carbonio e azoto, verso le dislocazioni, dove formano atmosfere di Cottrell che ancorano le dislocazioni stesse e ostacolano la deformazione plastica

SALDABILITA' DEGLI ACCIAI

Per essere saldabile, un acciaio deve avere, in primo luogo, una composizione tale da limitare i fenomeni dannosi indotti dal processo di saldatura e, soprattutto, evitare la formazione di strutture dure da tempra, dannose sia per la tendenza alla cricatura a freddo sia, più in generale, per le proprietà di tenacità del giunto.

Per gli acciai di uso generale, con tenore di carbonio superiore a 0,1%, un buon indice di saldabilità è costituito dal cosiddetto carbonio equivalente (CE) calcolato secondo la formula proposta dall' International Institute of Welding:

$$CE = C + (Mn)/6 + (Cr+Mo+V)/5 + (Ni+Cu+Si)/15$$

Si può assumere che l'acciaio non dia luogo a cricche quando è saldato nelle normali condizioni di cantiere, se il carbonio equivalente è basso, inferiore a 0,45.

Per evitare la formazione della zona temprata, oltre che sulla composizione dell'acciaio, si può operare sulle condizioni di saldatura in modo da raffreddare meno velocemente la zona termicamente alterata tra 800 °C e 500 °C e applicando, nel caso, un preriscaldamento o controllando la temperatura tra una passata e l'altra.

Per ridurre il pericolo di cricche a caldo, occorre limitare il contenuto di S e P. Dovrebbe essere ridotto a meno di 0,06% e a meno di 0,03% nel caso di giunti critici in acciaio ad alta resistenza.

Sviluppo degli acciai microlegati (HSLA)

Fino alla Seconda guerra mondiale, gli elementi realizzati in acciaio erano progettati sulla base del **carico di rottura, dando scarsa importanza al carico di snervamento, alla tenacità e alla saldabilità**, poiché la forma più diffusa di giunzione era la chiodatura.

Gli acciai strutturali avevano tenori piuttosto alti di C, dell'ordine dello 0,3%. Solo con l'avvento delle strutture saldate, emerse la necessità di diminuire il tenore di C.

L'evento più clamoroso fu il cedimento di schianto delle navi Liberty, le prime navi saldate, costruite in gran numero durante la seconda guerra mondiale. Le rotture, che si ebbero soprattutto in acque fredde, resero evidente il ruolo della tenacità, della resistenza agli urti e la necessità di abbassare la temperatura di transizione duttile-fragile dell'acciaio.

Inoltre, si rilevò l'importanza del **carico di snervamento in luogo del carico di rottura**. Così, si ridusse ancora il tenore di C e si aumentò quello di Mn e si notò il vantaggio di affinare il grano ferritico. **Si introdussero i trattamenti di affinamento del grano mediante aggiunta di elementi come l'alluminio.**

Si iniziò poi a utilizzare il rafforzamento per precipitazione, mantenendo inalterato il rapporto Mn/C, per accresce il carico unitario di snervamento: si aggiunsero elementi microalliganti, quali il **Nb, V, Ti**, il primo distinguendosi per il più basso costo e l'effetto più vistoso sull'affinamento. Tuttavia, non essendo ancora controllata la dimensione del grano durante la laminazione a caldo, la tenacità non era ancora soddisfacente.

Un migliore controllo e l'ottenimento di una dimensione ridotta del grano potevano essere si assicurati mediante un trattamento termico di normalizzazione, eseguito al termine delle operazioni di laminazione a caldo, ma con un aggravio dei costi. Lo stimolo economico a eliminare questo trattamento portò alla messa a punto della laminazione controllata.

Regolando accuratamente i tassi di deformazione, la temperatura e i tempi fra una passata di laminazione e la successiva, fu possibile sviluppare processi con basse temperature di fine laminazione, in modo da ottenere una struttura a grano fine, senza alcun trattamento termico di normalizzazione. Con l'aggiunta di opportuni elementi in lega in grado di rafforzare per precipitazione la matrice, la resistenza dell'acciaio salì e la temperatura di transizione scese a -80°C .

Questi sono gli acciai HSLA, per lo più al niobio, a grano controllato, induriti per precipitazione

HSLA

Negli acciai ferritico-perlitici, l'unico meccanismo di rafforzamento che accresce contemporaneamente le proprietà resistenziali e la tenacità, è l'affinamento del grano ferritico. Questo può essere ottenuto, in linea di principio, aumentando la velocità di nucleazione della ferrite con un più rapido raffreddamento. **In realtà, non si può agire facilmente su questo parametro, poiché il raffreddamento dopo la laminazione a caldo è effettuato di solito in aria.**

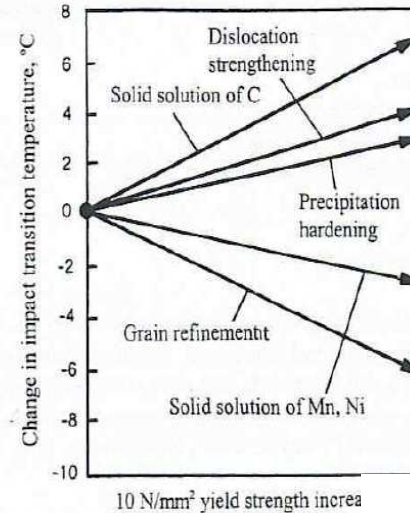
Un approccio differente si basa sull'osservazione **che il grano ferritico si nuclea al bordo del grano austenitico di partenza**; così, tanto più piccola è la dimensione di quest'ultimo, tanto più esteso è il bordo del grano austenitico, tanto più numerosi sono i centri di nucleazione da dove possono formarsi i nuovi grani ferritici, durante la trasformazione. Si possono quindi formare un numero maggiore di grani ferritici e di minore dimensione

Per controllarne le dimensioni si aggiungono all'acciaio quantità minime (0,03 - 0,08%) di elementi quali Al, Nb, V, Ti (microlegati). Questi elementi hanno una forte affinità per il C e N, con i quali tendono a formare carburi, nitruri e carbonitruri stabili alle temperature alle quali si manifesta il fenomeno dell'accrescimento del grano. La precipitazione di questi composti lungo il bordo di grano tende a rallentare l'accrescimento dell'austenite ad alta temperatura.

Acciai alto-resistenziali: introduzione

Contributi alla resistenza degli acciai

- Materiale base
- Rafforzamento per soluzione solida (es: %Mn)
- Dimensione del grano (ferrite)
- Precipitati
- Incrudimento (densità dislocazioni)



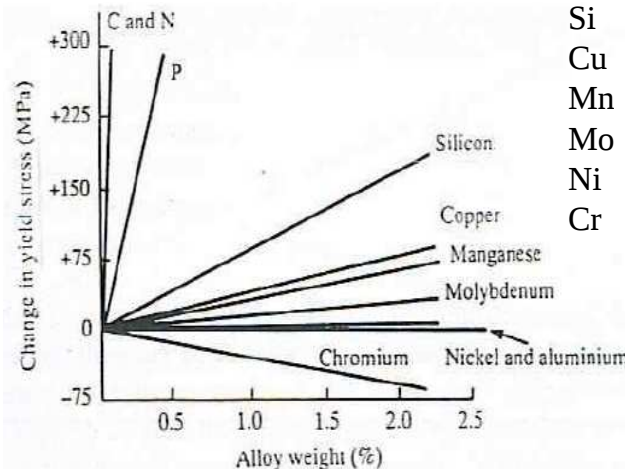
Negli ultimi anni, l'adozione di trattamenti termomeccanici con raffreddamento rapido in linea, ha permesso lo sviluppo di **acciai aciculari**, a struttura ancora più fine, con tenori bassissimi di carbonio, meno di 0,1% con resistenza meccanica superiore a 700 MPa e alta tenacità.

Acciai alto-resistenziali: introduzione

Lo sviluppo degli HSLA si basa sulla messa a punto della tecnica di **laminazione controllata** utilizzata su acciai in cui il grano costitutivo di partenza è affinato mediante un opportuno dosaggio di elementi microlegati.

Soluzione solida

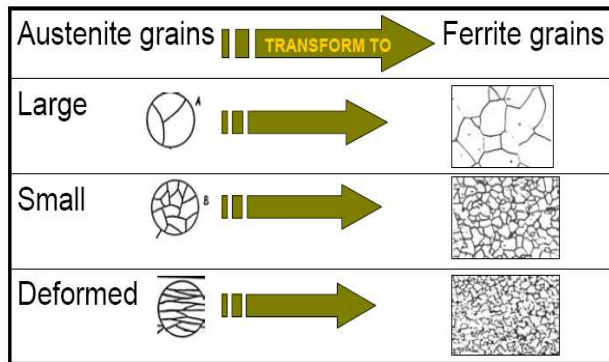
Elemento	MPa per 1%
C, N	5544
P	678
Si	83
Cu	39
Mn	32
Mo	11
Ni	0
Cr	-31



Acciai ri-fosforati
 - P fino a 0.10%
 (di solito 0.005-0.01%)
 - effetto: + 10 MPa per 0.01%P
 - YS: 220-260 MPa

Acciai alto-resistenziali: introduzione

Effect of austenite grain size



Acciai alto-resistenziali: introduzione

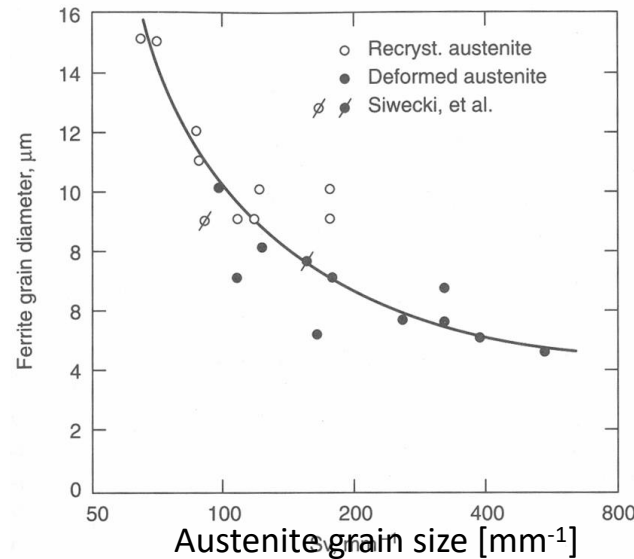


Fig. 19.40 The ferrite grain size as a function of the austenitic grain-boundary area per unit volume. Data obtained with recrystallized specimens are marked with ○, and that with deformed specimens with ●. (From Cuddy, L. J., *Met. Trans. A*, 15A 87 [1984].)

Acciai alto-resistenziali: introduzione

- Per incrementare la resistenza, micro-aggiunte di Nb, V, Ti
→ YS fino a 500 MPa (acciai “Micro-legati” o HSLA)
- Dopo gli anni ‘60, produzione acciai mediante
→ “Laminazione Controllata”
grana fine direttamente allo stato laminato,
senza dover ricorrere a normalizzazione
- Anni ‘70 e ‘80:
Laminazione Controllata + Raffreddamento Controllato
“TMCP”
- Forze motrici: Resistenza, Tenacità, Saldabilità

1 Acciai alto-resistenziali: introduzione

Effetto dei microelementi di lega

Al = usato per la calatura e contro l'invecchiamento degli acciai (controllo del grano austenitico per formazione di AlN) (se ne perde una parte come ossido)

Nb = buona resa in acciai non calmati (scarsa affinità per l'O₂); forma nitruri, carburi, carbonitruri

V = buona resa in acciai non calmati (scarsa affinità per l'O₂); forma nitruri e carburi (per avere stessa resa: tenore doppio di quello del Nb)

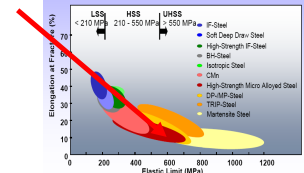
Ti = Come l'Al (se ne perde una parte come ossido); forma carburi e nitruri con effetto rafforzante più vistoso (difficile controllare la tenacità, meno usato rispetto agli elementi precedenti)

4 Gli acciai HSLA (High Strength Low Alloyed)

Rafforzamento:

Precipitazione + Affinazione del grano

- Aggiunta di micro-leganti formatori di carburi, nitruri o carbo-nitruri, come Nb, V, Ti
 - particelle non disciolte (TiN, NbC, AlN) mantengono limitate le dimensioni del grano austenitico (ricristallizzazione inibita durante la laminazione a caldo → austenite a grano fine → ferrite a grano fine)
 - parte dei micro-leganti va in soluzione solida (successiva precipitazione sotto forma di carburi, carbo-nitruri, nitruri fini all'interfaccia austenite-ferrite, durante il raffreddamento finale)



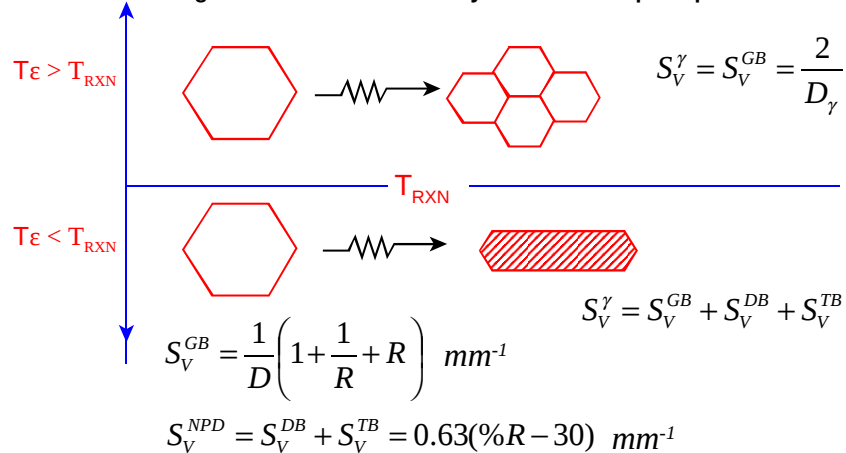
4 Gli acciai HSLA (High Strength Low Alloyed)

Table I Typical chemical composition of HSLA strip

Minimum yield strength (MPa)	%C	% Mn	%Si	%S	%Nb	%Ti	%V	%Mo	%B	Remarks
380	0.07	0.60	0.25	0.005	-	0.10	-	-	-	1970's
380	0.07	0.60	0.25	0.005	0.03	-	-	-	-	typical since 1980's
500	0.07	1.10	0.25	0.005	-	0.15	-	-	-	1970's
500	0.07	1.10	0.25	0.005	0.02	0.08	-	-	-	1980's
500	0.07	1.10	0.25	0.005	0.04	-	0.04	-	-	typical since 1990's
500	0.07	1.10	0.25	0.005	0.07	-	-	-	-	alternative solution
690	0.07	1.30	0.25	0.005	0.05	0.12	-	-	0.0025	typical since 1980's
690	0.04	1.80	0.25	0.005	0.06	0.02	-	0.30	0.0020	alternative solution

4. Gli acciai HSLA (High Strength Low Alloyed)

Definition of S_V for recrystallized or pancaked austenite, where D is the initial austenite grain size and R is the rolling reduction below the recrystallization stop temperature

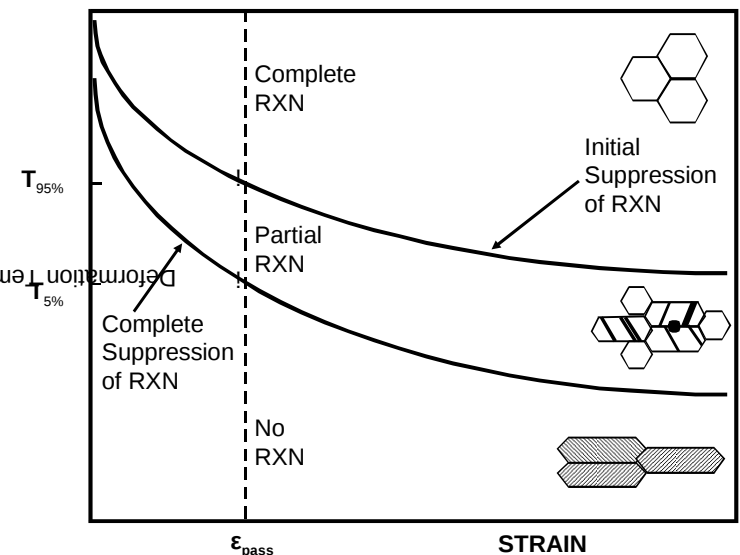


Schematic representation of austenite microstructure when deformed above or below the recrystallization-stop temperature of austenite, with corresponding description of S_V . The superscripts GB, DB, TB and NPD denote the contribution to the total S_V from grain boundaries, deformation bands, twin boundaries and near planar defects.

Se invece si applica la deformazione tra 880- 900 °C e poi si fa raffreddare il lingotto all'aria, i carburi, nitruri e carbonitruri, precipitano, mentre l'austenite tende a ricristallizzare, e quindi sono in grado di controllarne la crescita. Attraverso il controllo della temperatura di fine laminazione il diametro del grano ferritico può essere ridotto a 5-6 μm , contro i 20-30 μm di un acciaio dolce fabbricato senza particolari accorgimenti.

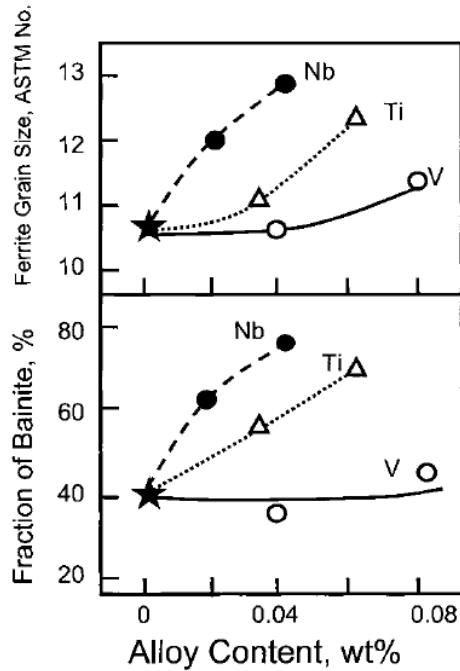
Se la temperatura finale della laminazione non scende sotto i 900-1000 °C l' austenite non diviene sovrassatura negli elementi microalliganti. I relativi composti non possono precipitare e non interferiscono, pertanto, con la ricristallizzazione dell'austenite: **di conseguenza il grano austenitico non è controllato**

4. Gli acciai HSLA (High Strength Low Alloyed)



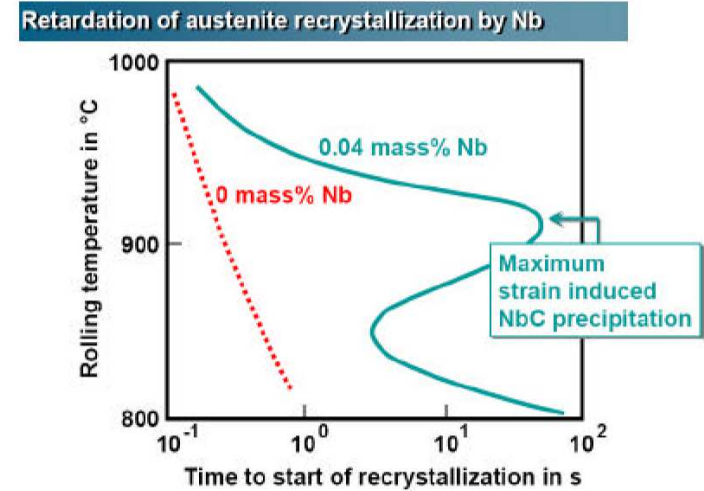
Austenite microstructures resulting from various deformation conditions

4. Gli acciai HSLA (High Strength Low Alloyed)



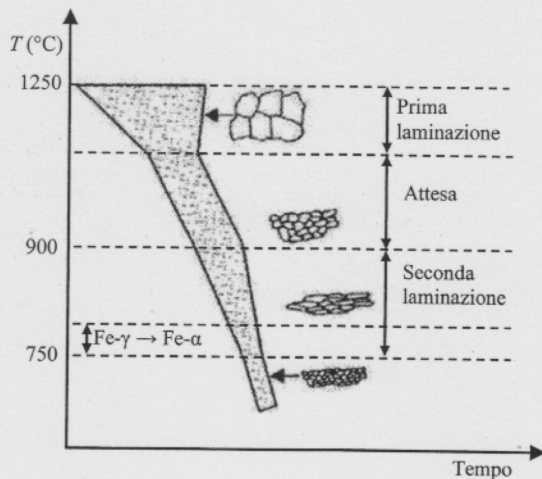
Effetto di Nb, V e Ti sulla frazione volumetrica di bainite e sulla dimensione del grano ferritico negli acciai a raffreddamento accelerato

4. Gli acciai HSLA (High Strength Low Alloyed)



Dopo la prima laminazione, si raggiunge uno spessore delle lamiera di cinque volte più grande di quello finale. Si lascia raffreddare l'acciaio fino a circa 900 ° C; dopo di che inizia la seconda laminazione tra 900 e 750 ° C con riduzione dello spessore fino alla dimensione voluta in più passate.

Durante questa seconda laminazione, negli acciai contenenti microleganti e in particolare Nb, il grano austenitico è fortemente allungato nella direzione di laminazione, a causa dell'impedimento alla ricristallizzazione apportato dalla precipitazione fine e dispersa dei carbonitruri. Ciò determina un'alta velocità di nucleazione, a seguito dell'alto rapporto superficie/volume del grano, che aumenta moltissimo i centri di possibile nucleazione della ferrite.



HSLA e controllo delle inclusioni

La presenza d'inclusioni non metalliche di forma allungata può causare alcuni problemi nel comportamento degli acciai HSLA

Nocive sono, soprattutto, le inclusioni a base di solfuri di manganese che si dispongono in strisce o nastri nella direzione di laminazione

Si devono raggiungere tenori di S e di O₂ inferiori allo 0,005%.

Il controllo della forma delle inclusioni è effettuato con metalli delle terre rare, principalmente Ce, Ca, Ti o Zr; consente la formazione d'inclusioni non metalliche sferoidali e meno plastiche, con tendenza perciò a conservare tale forma anche dopo deformazione plastica a caldo.

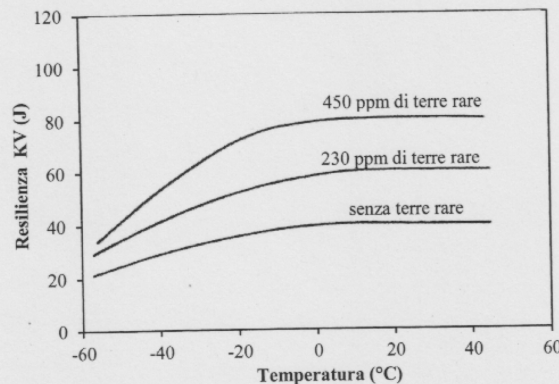


Figura 7.7 Effetto dell'aggiunta di terre rare sulla resilienza sul trasverso corto di un acciaio HSLA per tubazioni

Thermacrom



Thermacrom can be considered to be a development of the nivacrom alloy and the ultra-fine structures resulting from the secondary precipitation of stable carbides

The final weight is very closed to that of the best aluminium frames.

Thermacrom is a steel microalloyed with Mn, Cr, Mo and V. These elements produce a marked increase in temperability, a reduction in sensitivity to overheating (which ensures that a fine grain metal structure will be obtained after welding, more able to withstand fatigue stresses), better characteristics of strength and tenacity and better characteristics of resistance to corrosion and wear.

Thermacrom is used for very top of the range frames that require the highest benefits.

$$\sigma_r = 12450 - 1450 \text{ MPa}$$

$$\sigma_Y = 1100 \text{ MPa}$$

$$\varepsilon > 12\%$$

Advanced HSS

Il limite di snervamento degli acciai a struttura ferritico-perlitica laminati in controllo può essere superato, pur mantenendo una combinazione adeguata di proprietà di resistenza, tenacità e buona saldabilità direttamente ottenute sul materiale laminato a caldo, ricercando una microstruttura in parte o totalmente costituita da bainite, chiamata anche ferrite aciculare e una percentuale di carbonio molto bassa (0,02-0,06%).

- Interstitial free (IF)
- Dual phase (DP)
- Ferritic-bainitic (FB), including stretch-flangeable (SF)
- Complex phase (CP)
- Martensitic (MS)
- Transformation-induced plasticity (TRIP)
- Hot-formed

The second generation AHSS are more austenite-based, and include:

- Twinning-induced plasticity (TWIP)

Le prime strutture acidulari si sono ottenute aggiungendo all'acciaio un'opportuna combinazione di Mo e B, elementi che, in sinergia, esaltano la temprabilità bainitica.

Ne sono derivate proprietà molto interessanti **MA TENACITÀ SCADENTE.**

Si è poi capito che l'elemento nocivo era il B. Questo elemento segrega al bordo del grano austenitico, dove disattiva i centri di nucleazione per la trasformazione dell'austenite in ferrite e perlite, conferendo in questo modo un'altissima temprabilità all'acciaio, tuttavia è proprio tale segregazione che può indurre una frattura intergranulare.

**IL PROBLEMA DI ESALTARE LA TEMPRABILITÀ BAINITICA, SENZA
DEPRIMERE LA TENACITÀ, È STATO POI RISOLTO SOSTITUENDO
al Boro il Niobio (0,02%)**

Interstitial free (IF)

2

Gli acciai IF (Interstitial Free)

- Acciai IF
 - basso contenuto di C e N interstiziali: scompare il comportamento irregolare allo snervamento (“bande di Luders”)
 - aggiunte di Ti e Nb
 - lamiere per componenti auto, carrozzeria, ecc.
- Acciai IF-HSS
 - acciai IF rafforzati con aggiunte di P, Mn, Si

2

Gli acciai IF (Interstitial Free)

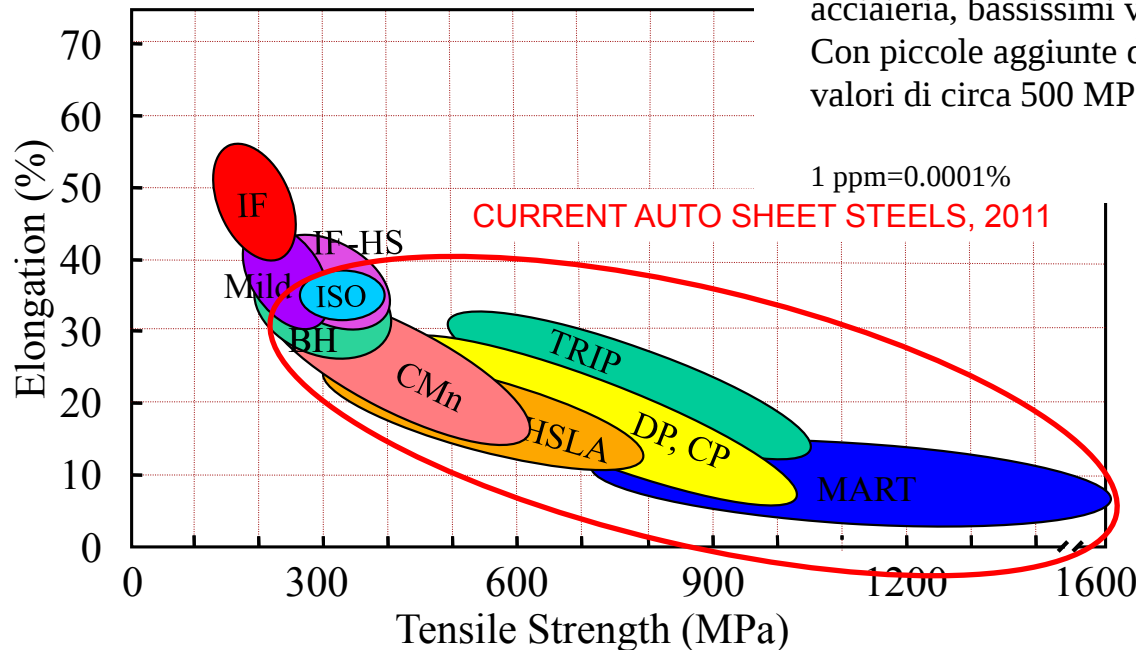
Acciai IF-HSS

Bassissimo tenore di C e N (< 20 ppm) stabilizzati con piccolissime aggiunte di Ti (0.01%) e Nb (0.02%)

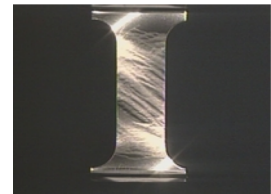
Eccezionale stampabilità favorita da un carico di snervamento molto basso (150-160 MPa) ed elevato allungamento a rottura (>45%)

Stampaggio di pezzi estremamente difficili con profonde deformazioni plastiche;

La loro produzione è subordinata alla possibilità di garantire, in acciaieria, bassissimi valori del C (acciai ULC: Ultra Low Carbon) Con piccole aggiunte di P e Mn, il carico di rottura può salire fino a valori di circa 500 MPa;



The presence of interstitial atoms (C and N), lead to the discontinuous yield behavior of steel by appearance of “Luder bands”
Luder bands are usually not hidden by coating and painting



Dual phase (DP)

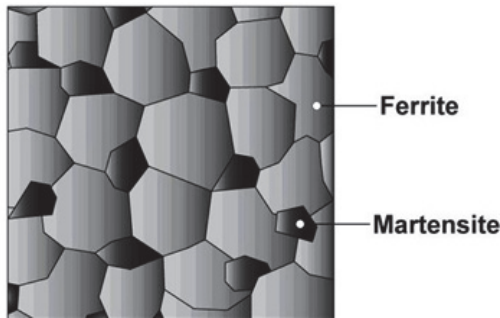


Figure 8.3: DP microstructure schematic [4]

Introdotti per rispondere all'esigenza di materiali ad alta resistenza meccanica e con formabilità maggiore degli acciai microlegati.

La struttura è caratterizzata prevalentemente da ferrite con una certa percentuale di martensite, all'incirca 20% (dal 3 al 30%)

Questa struttura è profondamente stampabile, per la presenza di un'alta percentuale di ferrite a basso contenuto di carbonio ($<0,02\%$), e contemporaneamente di elevate caratteristiche meccaniche, per la presenza di una fase dispersa dura di martensite, con un contenuto di carbonio maggiore rispetto all'acciaio di partenza. Le proprietà di questi acciai consentono, quindi, una riduzione degli spessori.

Le loro proprietà sono di particolare interesse nell'industria automobilistica, poiché a parità di peso possono garantire un maggior assorbimento di energia durante gli urti.

La composizione degli acciai dual-phase è caratterizzata da basso C ($0,06\%$) e piccoli tenori di Cr ($0,5\%$) e Mo ($0,02\%$). Questa composizione porta a curve CCC tali da permettere un processo di laminazione in continuo, durante la quale si ha, **inizialmente, la trasformazione di circa l'80% dell'austenite in ferrite, senza formazione di perlite, dato il basso tenore di carbonio.** Dopodiché, approfittando di un campo di non trasformazione fra la ferrite e la bainite, si effettua l'avvolgimento del "coil" delle lamiere in modo tale che, a seguito della diminuzione della velocità di raffreddamento dovuto all'avvolgimento, si incontri solo parzialmente la zona delle trasformazioni bainitiche. Dopo che circa 2-5% dell'austenite residua si è trasformata in bainite, il restante 18-15% si trasforma in martensite. **Il contenuto di martensite dell'acciaio può essere modificato variando la temperatura di ricottura inter-critica e la composizione dell'acciaio.**

Dual phase (DP)

DP is increasingly used by automakers in current car models. For example, in the 2011 Chevrolet Volt, the overall upper body structure is 6% DP by mass, and the lower structure is 15 %

Figure 8.4: Summary of DP steel

Microstructure features	Soft ferrite matrix, hard martensitic islands	Typical additions	C, Si, P strengthen but must be balanced for weldability, Mn, Cr, Mo, V, Ni increase hardenability
Formability	Excellent	Weldability	Good; at highest strengths requires careful selection of schedules
Advantage	Performance	Application	
High bake hardening capability, high-strength	Resists fracture	Beams, cross-members and other structural components	
High work-hardening rates and strain energy absorption	High UTS for given strength, delays necking	Crash energy absorption	
Excellent elongation, weldability	Good manufacturability	Tailored blanks, hydroformed tubes	

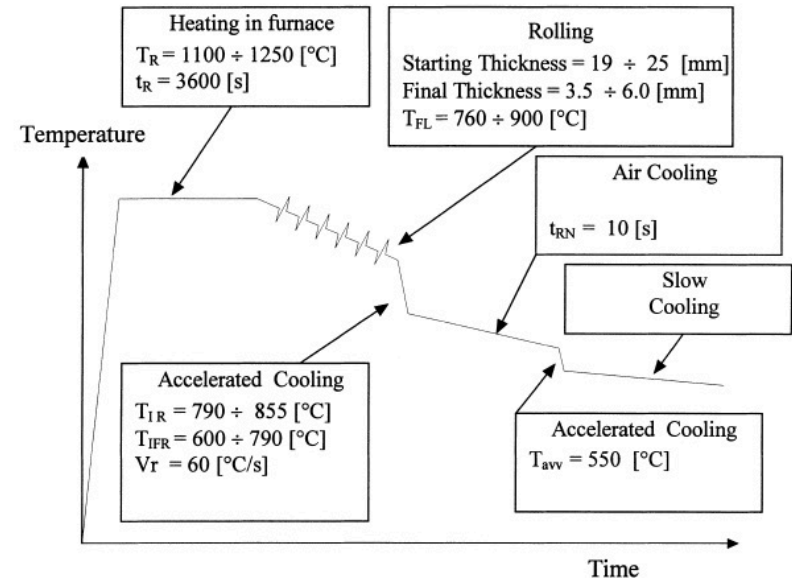


Fig. 1. Dual-phase thermo-mechanical treatment.

Ferritic-bainitic (FB)

Stretch-flangeable (SF)

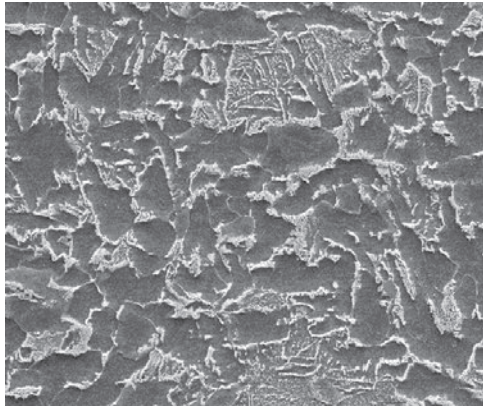


Figure 8.5: Microstructure of ferritic - bainitic steel [22]

FB steel is also DP, with soft ferrite and hard bainite. The microstructure, is finer than the typical DP steel, however, and can be even more finely tuned to be SF and gives FB/SF the ability to resist stretching.

FB steel performs well under dynamic loading conditions, making it well suited to carry vibration loads. The stretchability of FB (or SF) at sheared edges makes it an excellent choice for tailored blank applications. Often cold-drawn FB is used for profiles, mechanical parts, cross beams and reinforcements, and wheels. SF is also recommended for suspension and chassis. **Because FB has good fatigue properties in dynamic load conditions,** it is an outstanding candidate for shock towers and control arms

Figure 8.7: Summary of FB steel			
Microstructure features	Ferrite matrix, fine second phase bainite	Typical additions	Al, B, Nb, and/or Ti
Formability	Excellent	Weldability	Good, longer spot welding times
Advantage	Performance		Application
High hole expansion	High stretchability at sheared edges		Tailored blanks, complex parts
Good fatigue properties	Good in dynamic loading conditions		Carry vibration loads

Complex phase (CP)

CP steels have a mixed microstructure with a **ferrite/bainite matrix containing bits of martensite, retained austenite, and pearlite.**

Grain refinement is essential to obtaining the desired properties from CP steel; delayed recrystallization is often employed to develop very small grains for a very fine microstructure. Microalloying elements such as Ti or Nb may also be precipitated.

The fine, complex microstructure gives CP steel high YS and high elongation at tensile strengths similar to DP steels. CP can have good edge stretchability. Additionally, CP steels have good wear characteristics and fatigue strength and they may be bake hardened.

CP steel has several automotive applications, particularly in body structure, suspension, and chassis components. The high YS and elongation enables high energy absorption, also making it a good choice for crash safety components, such as fender beams, door impact beams, and reinforcements for B-pillar, etc. BMW has used CP in several components to improve rear crash safety. According to ThyssenKrupp Steel, replacing conventional microalloyed steel with CP in a B-pillar reinforcement can double its strength

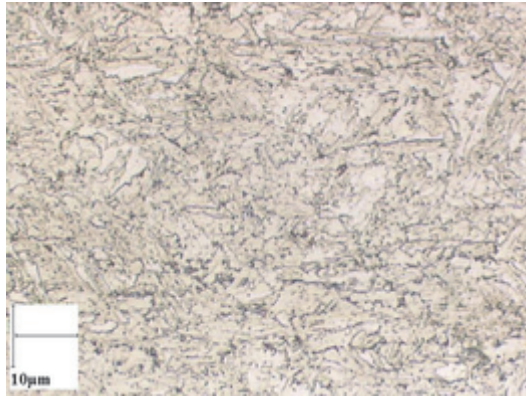
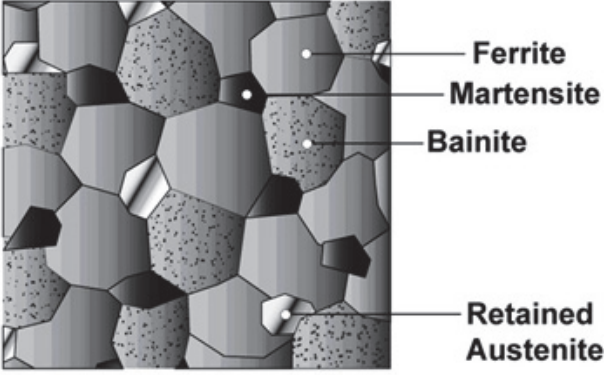


Figure 8.8: CP microstructure [22]

Figure 8.9: Summary of CP steel

Microstructure features	Ferrite/bainite with martensite, austenite, pearlite	Typical additions	Similar to DP, with additional microalloying elements such as Ti, Nb, V
Formability	Good	Weldability	Lower conductivity requires special considerations, but good
Advantage	Performance		Application
Very high UTS	High energy absorption and resistance to deformation		Crash safety components
High residual deformation capacity			
High wear resistance	Good durability		Parts with heavy wear
Limitation	Effect on processing or performance		Special considerations / solutions
Decreased formability at higher strength	Necking can quickly cause cracking		Careful part design



Transformation-induced plasticity (TRIP)

Like CP grades, TRIP benefits from a multi-phase microstructure with a soft ferrite matrix embedded with hard phases.

The matrix contains a high amount of retained austenite (at least 5 percent), plus some martensite and bainite.

TRIP has a high C content to stabilize the meta-stable austenite below ambient temperatures. Si and/or Al are often included to accelerate the ferrite/bainite formation while suppressing carbide formation

TRIP steel received its name for its unique behavior during plastic strain: in addition to the dispersal of hard phases, the austenite transforms to martensite. This transformation allows the high hardening rate to endure at very high strain levels, hence “**TR**ansformation-**I**nduced **P**lasticity.” The amount of strain required to initiate this transformation may be managed by regulating the stability of the austenite by controlling its carbon content, size, morphology or alloy content. With less stability, the transformation begins almost as soon as deformation transpires. With more stability, the austenitic transformation to martensite is delayed until higher levels of strain are reached, typically beyond those of the forming process. In highly stabilized TRIP steel automotive parts, this delay can allow austenite to remain until a crash event transforms it to martensite. Other factors also affect the transformation, including the specific conditions of deformation, such as the strain rate, the mode of deformation, the temperature, and the object causing the deformation. When the austenite-martensite transformation occurs, the resulting structure is toughened by the hard martensite

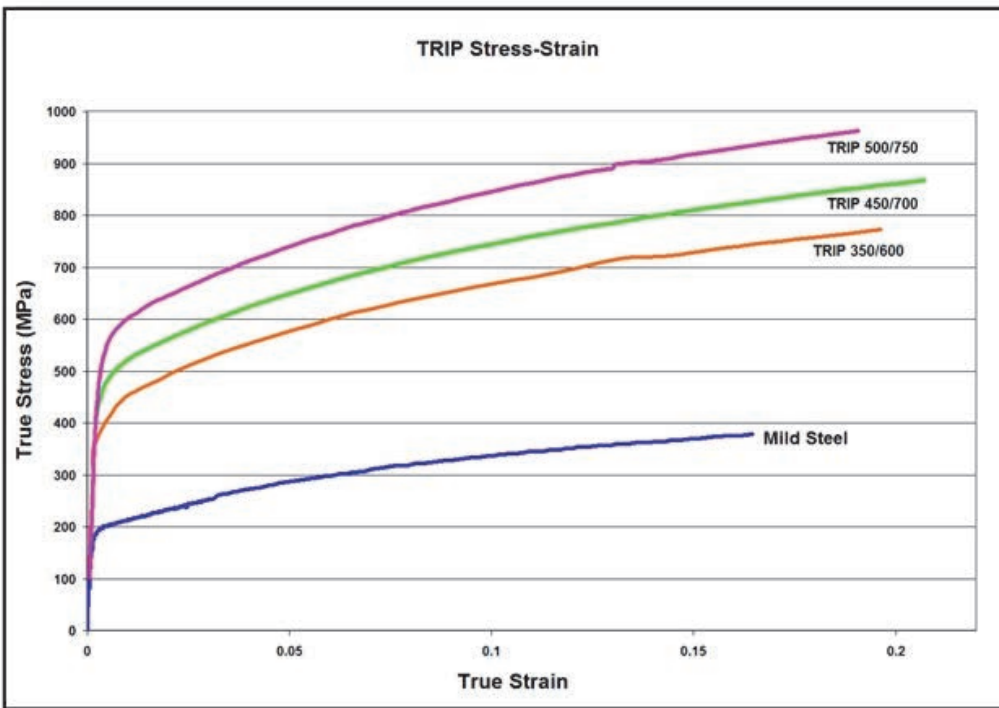
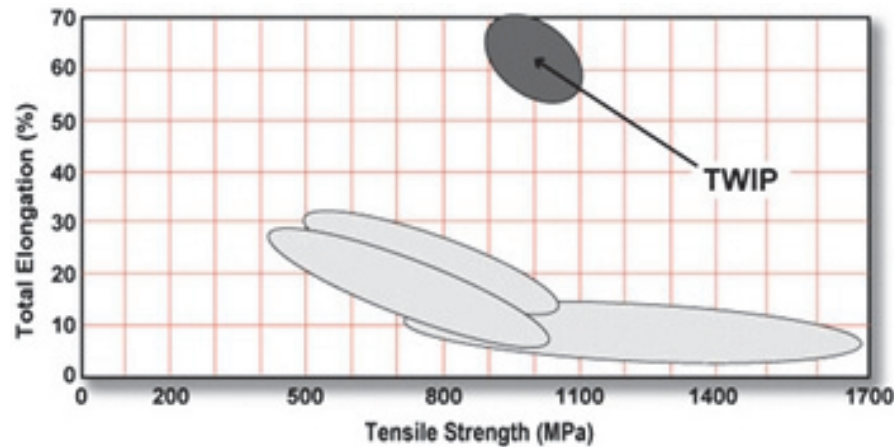


Figure 8.14: True stress - strain diagram for TRIP grades, compared to mild steel. Note the high strain hardening rate maintained even at high strain [4]

TRIP steels are some of the newest in development, but steel companies are quickly offering a greater variety of TRIP steels for automotive applications. They boast of its wide applicability, especially in complicated parts, and its high potential for mass savings. For example, in 2007 **Honda introduced the use of TRIP in the frame and side structure of the MDX, RDX, and CRV**

Figure 8.15: Summary of TRIP steel			
Microstructure features	At least five percent retained austenite, plus martensite and bainite	Typical additions	More C, Si, and other alloying elements
Formability	Excellent	Weldability	Requires tight control of welding parameters for effective spot welding
Advantage	Performance		Application
Austenite to martensite transition during plastic strain	High work hardening rate		Stamping applications
	High energy absorption under strain		Crash energy absorption
	High bake hardening effect		High-strength components, weight reduction
High fatigue endurance limit [22]	Excellent durability		Parts with high load cycles
Limitation	Effect on processing or performance		Special considerations / solutions
Poor local and edge stretchability	Cracking at edges		Minimize stretch flange areas, utilize notching
High alloying requirements	Poor resistance spot- welding behavior		Use dilution or pulsating welding
Changing microstructure	Changes and limits repair methods		Area of current research and development

Twinning-induced plasticity(TWIP)



TWIP steel is part of the “second generation” of AHSS. **Austenite based.** **High Mn content** (17-24%) enables this austenitic structure to exist at room temperature. In fact, the Mn content is so high that some argue that TWIP steel is not steel at all, but rather an advanced alloy. ($\sigma > 800$ MPa $\epsilon = 85\%$)

TWIP steel received its name for its particular mode of deformation: deformation twinning, where slip causes the formation of symmetric twin boundaries. These boundaries are much like grain boundaries in their functionality, restricting the movement of dislocations through the material. They strengthen TWIP steel and increase the work hardening rate. As part of the second generation of AHSS, TWIP steel is known for its combination of very high strength with extreme elongation capacity.

Twinning induced plasticity (TWIP) steel improves car safety

Twinning induced plasticity (TWIP) steel for improved car safety is the focus of a new research group at the Max Planck Institute for Iron Research (MPIR) in Dusseldorf. The steel, invented three years ago by Professor Georg Frommeyer, Head of the Department of Materials Technology at MPIR, has been engineered for enhanced ductility to absorb energy in the event of a vehicle collision, while maintaining its stability and strength to protect the passenger cabin. Comprising about 20% manganese and small quantities of carbon, aluminium and silicon, TWIP steel can be stretched by up to 90% of its length without breaking



STAMPABILITA'

FATTORI CHE INFLUENZANO LA STAMPABILITA'

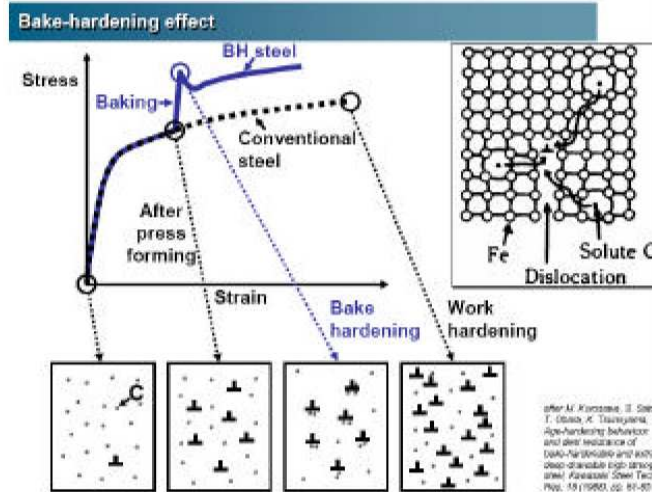
1. Bassi tenori di C ed N nell'acciaio;
2. Bassi livelli inclusionali (solfuri ossidi grossolani etc.);
3. Bassi tenori di impurezze ed elementi di lega non voluti in questi acciai (S, P, As, Sn, Cu, Mo etc.);
4. Controllo e contenimento dell'eventuale presenza di C ed N liberi (non combinati);
5. Microstruttura a grano relativamente grosso;
6. Favorevole orientazione cristallografica del grano stesso rispetto alla direzione di laminazione;

I punti 1, 2 e 3 dipendono solo dall'acciaieria (composizione chimica) mentre i punti 4, 5 e 6 dipendono sia dall'acciaieria che dai parametri termomeccanici (laminazione a caldo, temperature di avvolgimento, tasso di laminazione a freddo, tipologia e parametri di ricottura);

- Processo “Bake-hardening”
 - Formatura a freddo (auto-body)
 - Verniciatura
 - Trattamento termico (170 °C, 20 min)
 - YS aumenta grazie all’invecchiamento ~ 40-50 MPa
- L’effetto BH aumenta al crescere del C in soluzione

Bake hardening steel

The special advantage of bake-hardening steels is that they display good cold formability in the as-delivered condition due to their relatively low yield strength. **They obtain their final strength during paint baking of the formed part (≈170 °C)**



This hardening after paint-baking process is due to a strain-aging phenomenon, which is the **interaction between solute C and dislocations** (formation of Cottrell atmospheres). Low C & N and alloying elements content (Al to form AlN) of these steels will result in good formability. Strength increment after baking process is attributed to diffusion of C atoms to form an atmosphere around dislocations that will results in pinning of dislocations. **It is mandatory to keep C in solution through processing until it is released during paint baking**

The lowest possible strength in an automotive steel sheet is desirable for good formability when the sheet is subjected to press forming; therefore, the C atoms in the steel sheet are kept in the solid-solution condition. This can be accomplished by rapid cooling of the steel sheet from high temperature during the sheet production process, and this rapid cooling has become industrially possible by the development of the continuous annealing technique for strips. Before the development of the continuous annealing technique, rapid cooling was impossible because annealing of heavy coil with big heat capacity was conducted as a batch process.

Dislocations are introduced by press forming a steel sheet, and strength is increased by the action of work hardening in which accumulated dislocations prevent the movement of other dislocations. When an automobile body is being manufactured, painting and baking are carried out after assembly. These processes involve heating the steel body panels to about 170 C. **At this temperature, the C atoms dissolved in the steel diffuse by jumping between lattice points, which occurs 10³ to 10⁵ times a second, segregating in the regions around dislocations where the stresses are compressive.** This results in locking of the dislocations which is called strain aging. This mechanism makes the steel panels harder after baking than after press forming, and is referred to as bake hardening.

Typical composition: C=0,003	N=0,0025	P=0,06	Ti=0,013
Mn=0,2	Al=0,03	S=0,009	