

# Sur la corrosion des soudures

Autor(en): **Meunier, Francis**

Objektyp: **Article**

Zeitschrift: **Bulletin technique de la Suisse romande**

Band (Jahr): **60 (1934)**

Heft 23

PDF erstellt am: **26.09.2024**

Persistenter Link: <https://doi.org/10.5169/seals-46422>

## **Nutzungsbedingungen**

Die ETH-Bibliothek ist Anbieterin der digitalisierten Zeitschriften. Sie besitzt keine Urheberrechte an den Inhalten der Zeitschriften. Die Rechte liegen in der Regel bei den Herausgebern. Die auf der Plattform e-periodica veröffentlichten Dokumente stehen für nicht-kommerzielle Zwecke in Lehre und Forschung sowie für die private Nutzung frei zur Verfügung. Einzelne Dateien oder Ausdrucke aus diesem Angebot können zusammen mit diesen Nutzungsbedingungen und den korrekten Herkunftsbezeichnungen weitergegeben werden. Das Veröffentlichen von Bildern in Print- und Online-Publikationen ist nur mit vorheriger Genehmigung der Rechteinhaber erlaubt. Die systematische Speicherung von Teilen des elektronischen Angebots auf anderen Servern bedarf ebenfalls des schriftlichen Einverständnisses der Rechteinhaber.

## **Haftungsausschluss**

Alle Angaben erfolgen ohne Gewähr für Vollständigkeit oder Richtigkeit. Es wird keine Haftung übernommen für Schäden durch die Verwendung von Informationen aus diesem Online-Angebot oder durch das Fehlen von Informationen. Dies gilt auch für Inhalte Dritter, die über dieses Angebot zugänglich sind.

Au match de hockey, qui eut lieu le 25 février entre les Saskatoon Quakers du Canada et les Grasshoppers de Zurich, la glace était en état irréprochable, malgré l'insolation extrêmement intensive et le fœhn violent ; ce fait mérite d'être signalé comme preuve de la puissance largement suffisante de l'installation frigorifique.

## Sur la corrosion des soudures

par FRANCIS MEUNIER, ingénieur,  
professeur à l'Ecole des Mines de Mons (Belgique).

Conférence faite à Lausanne, le 12 novembre 1932,  
à la Journée de la Soudure.

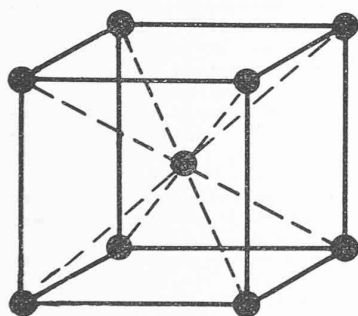
(Suite et fin.)<sup>1</sup>

### Soudure des aciers inoxydables.

On sait que, pour obtenir une résistance considérable aux actions corrosives, on a élaboré des aciers spéciaux, en particulier les aciers austénitiques au chrome-nickel, dont la nuance à 18 % de chrome et 8 % de nickel a donné naissance au fameux « acier 18/8 ».

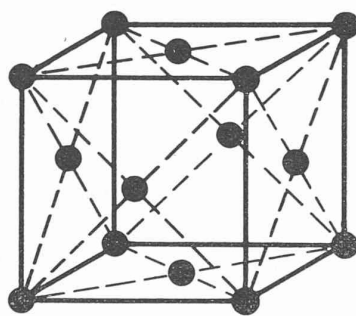
La soudure de ces aciers a soulevé d'importants problèmes de structure et de composition, dont il convient de rappeler les principes fondamentaux.

On sait que le fer, comme beaucoup de métaux, cristallise dans le système cubique. La forme  $\alpha$ , et ses analogues  $\beta$  et  $\delta$ , est caractérisée par le cube à volume centré (fig. 5). La forme  $\gamma$  appartient au cube à faces centrées (fig. 6).



Fe  $\alpha$

Fig. 5.



Fe  $\gamma$

Fig. 6.

Lorsque l'on dissout d'autres éléments dans le fer, celui-ci peut conserver sa forme cristalline ou la voir s'altérer. La dissolution peut en effet, consister en une *substitution*, dans le cristal élémentaire, d'atomes de l'élément à dissoudre à certains atomes de fer. Il peut aussi y avoir *incorporation* de l'atome étranger dans le réseau cristallin entre les atomes primitifs. Pour qu'il puisse y avoir dissolution par substitution et formation d'un cristal mixte idéal, il faut qu'entre le métal dissolvant et le métal à dissoudre existe une certaine parenté physique. Il convient, notamment, qu'ils cristallisent dans un même système et suivant un réseau dont les paramètres aient des valeurs assez rapprochées. Le réseau du métal dissolvant doit être assez extensible et les diamètres des atomes assez semblables. Ces conditions permettent de comprendre que le chrome qui cristallise dans le système cubique à volume centré se dissout facilement par substitution dans le fer  $\alpha$  tandis que le nickel qui appartient au système du cube à faces centrées forme des cristaux mixtes de préférence avec le fer  $\gamma$ .

<sup>1</sup> Bulletin technique du 27 octobre 1934, page 253.

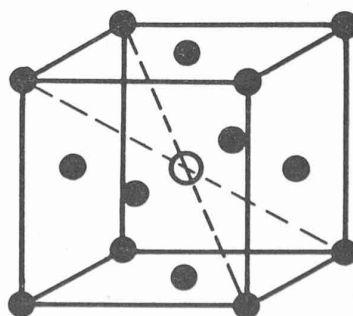
On conçoit aisément que la dissolution par incorporation sera d'autant plus aisée que les atomes à dissoudre seront plus petits. Ainsi les métalloïdes, tels le bore, l'azote, le carbone, voient leurs petits atomes se glisser facilement dans le cube élémentaire et s'y placer dans des positions d'équilibre assez diverses.

La forme cristalline bien compacte du fer  $\alpha$  permet de se rendre compte que la dissolution par incorporation  $\gamma$  est plutôt difficile. Au contraire le cube à faces centrées du fer  $\gamma$  se prête admirablement à l'incursion des petits atomes. Le carbone notamment s'installe au centre (fig. 7) tandis que l'atome d'azote trouve une position d'équilibre non moins stable au centre de gravité du tétraèdre régulier formé par un sommet et les trois centres des faces adjacentes (fig. 8). Les forces internes de la molécule en sont évidemment modifiées, comme le montrent les propriétés nouvelles de l'alliage ainsi formé.

La réalisation de la structure austénitique  $\gamma$  des aciers ou des alliages riches en fer peut donc être favorisée par la dissolution de métaux cristallisant dans le type cubique à faces centrées. Les éléments à gros diamètre sont insolubles dans le fer. Tous les autres, au contraire, y sont plus ou moins solubles, mais leur dissolution a pour conséquence d'augmenter ou de diminuer l'étendue du domaine de stabilité de la forme  $\gamma$ . A cet égard les trois principaux éléments d'addition des aciers inoxydables qui nous intéressent (chrome, nickel, carbone) ont un mode d'action différent qui peut être pris comme prototype. Le chrome qui cristallise dans le système du cube à volume centré se dissout de préférence par substitution dans le fer  $\alpha$  et rétrécit rapidement la zone de stabilité du fer  $\gamma$ . L'alliage fer-chrome à 15 % ne présente plus de points de transformation et est ferritique à toutes températures. La dissolution facile du nickel dans le fer  $\gamma$  au contraire élargit cette plage. L'alliage fer-nickel à 30 % n'a plus de points de transformation non plus, mais est austénitique. L'incorporation du carbone favorise d'abord la forme  $\gamma$ , ainsi qu'on l'a vu, mais cette action s'annule rapidement par la formation d'un constituant nouveau le carbure de fer  $Fe_3C$ , appelé aussi « cémentite », comme constituant métallographique.

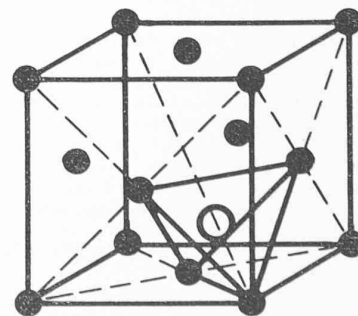
Les systèmes binaires constitués par le fer et les trois éléments rappelés sont donc parfaitement connus. Lorsque l'on fait une dissolution simultanée des trois éléments on peut s'attendre à obtenir des résultats intermédiaires fort différents car l'intensité d'action varie avec chaque élément. Par exemple tandis que l'alliage fer-chrome pur est complètement ferritique au delà de 15 % de chrome il faut allier jusque 25 à 30 % de ce métal au fer pour obtenir le même résultat lorsque l'acier contient 0,25 à 0,40 % de carbone seulement.

La remarquable inoxydabilité du chrome métallique avait attiré l'attention des chercheurs sur ce métal. Son prix élevé et les difficultés d'usinage incitèrent à réaliser des alliages à base de fer jouissant des mêmes propriétés de résistance à la corrosion. On put ainsi observer que l'alliage fer-chrome ne commence à résister efficacement que pour une teneur de 12 à 15 %. L'inoxydabilité devient excellente si on en incorpore 25 à 30 %. Si on tient compte des valeurs des poids atomiques du chrome et du fer on s'aperçoit qu'à ces chiffres correspond un rapport de un ou deux atomes de Cr pour 8 de Fe. Cette proportion ne paraît pas due au hasard. Tamann a observé que la vitesse d'attaque d'une solution solide métallique est une fonction discontinue de la concentration. Elle varie brusquement aux teneurs qui correspondent à des rapports



● Fe ○ C

Fig. 7.



● Fe ○ N

Fig. 8.

entre les poids atomiques multiples du huitième. Cette règle n'est pas générale mais a été fréquemment observée. On lui donne souvent le nom de loi de Tammann ou du  $1/8$ . On s'accorde à la considérer comme une justification de la « passivation » par formation d'une couche d'oxyde, dont la compacité ne peut être atteinte que pour une certaine concentration. La cause est demeurée discutée mais le fait expérimental est bien connu et ne doit pas être perdu de vue quand on cherche à réaliser un alliage résistant dans certains milieux agressifs.

L'alliage à 25 % de chrome est trop coûteux pour permettre un large développement de son champ d'application. Par contre, celui à 12 % ne pouvait résoudre qu'une petite partie du problème. On ne peut pas songer en effet à fabriquer économiquement des aciers exempts de carbone. Le métallurgiste qui se sert de cet élément pour élaborer le métal est incapable d'en empêcher la dissolution partielle. Seul, le four électrique permet d'en limiter fortement l'incorporation mais au prix d'une dépense supplémentaire importante. Il en résulte qu'il faut surtout étudier le rôle que peut jouer le carbone dans la structure et le comportement de pareils alliages. Nous avons vu, en effet, qu'il possède la propriété de favoriser la structure austénitique mais aussi de former le carbure de fer (cémentite). Son action est donc en partie opposée à celle du chrome. Il tend à maintenir l'existence des lignes de transformation et avec elles la possibilité d'effectuer la « trempe » qui a pour but de maintenir à froid, en état d'équilibre instable, une structure qui n'est normale qu'à chaud. Ainsi, un acier à 11-13 % de chrome et qui ne contient que quelques centièmes pour cent de carbone est austénitique à partir de 925°. Si on refroidit lentement un acier ordinaire, à même teneur en carbone, il reprend sa structure ferritique et laisse déposer du carbure de fer ( $Fe_3C$ ) sous forme de perlite (eutectique ferrite-cémentite). Lorsqu'il possède du chrome dissous, il se comporte de manière analogue, mais le carbure qui se dépose est un carbure double contenant une certaine proportion de chrome sous la forme  $Cr_3C$ . Cette cémentite, dite chromée, emporte avec elle beaucoup de métal protecteur, car le carbure de chrome contient 94,5 % de métal. La ferrite en est d'autant plus appauvrie. Il arrive fréquemment dans ces circonstances que la richesse en chrome de la solution solide tombe en dessous des limites pour lesquelles la protection est efficace, et le grain peut être corrodé. Un pareil acier est donc parfaitement oxydable malgré ses 12 % de chrome.

Si, par contre, nous trempions un acier doux ordinaire de même nuance, nous savons que l'austénite donne naissance par trempe, à un constituant métallographique nouveau : la « martensite » qui est une solution sursaturée de carbone dans la ferrite. L'acier à 11-13 % de chrome, donne, de la même façon, de la martensite chromée. Celle-ci est peu dure car elle contient peu de carbone. Mais l'appauvrissement en chrome du grain de ferrite peut encore devenir assez sensible pour rendre le métal oxydable.

Ces différents exemples ont parfaitement situé le problème de la protection par le chrome, ainsi que le rôle à la fois favorable et dangereux du carbone, favorable en ce qu'il favorise la structure  $\gamma$ ; dangereux par sa tendance à se séparer sous forme de carbure complexes en entraînant le chrome protecteur.

Il était tout naturel de rechercher dans l'addition d'un autre élément un effet analogue mais ne comportant pas la même menace. C'est évidemment au nickel qu'il fallait s'adresser, parent extrêmement proche du fer et favorisant largement la stabilité de la structure austénitique du cube à faces centrées.

L'étude des systèmes binaires  $Fe-Ni$ ,  $Fe-Cr$  et  $Ni-Cr$  ainsi que du système ternaire  $Fe-Cr-Ni$ , a conduit à l'établissement d'un diagramme d'équilibre triangulaire qui donne toutes les compositions centésimales des alliages et leur forme métallographique stable à chaque température. On y voit, tout de suite, que la structure austénitique n'est obtenue que pour des teneurs assez fortes en nickel, et d'autant plus que la quantité de chrome est grande, ce qui ne doit pas nous étonner. Pour les teneurs limites de 12 % de chrome, il faudrait ajouter près de 30 % de nickel. C'est une solution inacceptable du point de vue économique. A chaud cependant les conditions s'améliorent rapidement comme on pouvait s'y attendre. Enfin si on choisit les températures qui donnent le maximum de structure austénitique, on voit que la plage à cristaux mixtes  $\gamma$  s'agrandit encore. Mais ce ne sont que des diagrammes d'équilibre à chaud. Le seul moyen que nous avons d'essayer de les maintenir à froid est la trempe. Si nous trempions les alliages aux températures dont il vient d'être question, la structure qui persiste à froid demeure austénitique pour des teneurs en chrome et en nickel dont le minimum est environ 18 % de  $Cr$  et 8 % de  $Ni$ .

D'où l'origine de l'acier 18/8, le plus économique des aciers austénitiques inoxydables.

Mais en pratique, nous avons déjà montré qu'il était économiquement impossible de fabriquer de pareils aciers, sans y dissoudre du carbone. Or, on se souvient de l'intensité d'action de cet élément et des désordres qu'il peut engendrer.

L'étude du rôle joué par le carbone sur la structure des alliages

18/8 au  $Cr-Ni$ , révèle l'importance de l'écueil. Mais cela n'apparaît plus à première vue. Le diagramme d'état en fonction de la teneur en carbone permet de voir que pour toutes les compositions jusqu'à 0,5 % de  $C$ , une trempe énergique entre 600° et 1400° doit donner une austénite chromée inoxydable. Mais on sait que ces produits de trempe sont instables par définition. On constate en effet que cet état de faux équilibre peut être rompu assez facilement, et cela de deux façons.

L'instabilité est d'abord de nature allotropique. L'expérience a montré en effet que, par le simple travail à froid des aciers, il se produit un ébranlement de l'édifice atomique cristallin qui suffit pour transformer l'austénite chromée instable et douce en martensite chromée très dure, dite « martensite d'écroutissage ». La dureté peut ainsi passer de 100 à 400 degrés *Brinell*, alors que l'acier ordinaire de même nuance verrait sa dureté passer de 100 à 160 degrés *Brinell* seulement. L'examen métallographique ou magnétique révèle cette transformation en structure ferritique et martensitique.

Si la teneur en carbone est plus élevée, la quantité de ferrite qui se sépare est moins grande.

Une trempe trop chaude, au-dessus de 1315°, donne d'emblée une structure partiellement ferritique. C'est la ferrite dite de haute température. Elle se distingue facilement de l'autre par la grandeur de ses grains. Le phénomène de « coalescence » (grossissement du grain à chaud) est en effet très marqué à ces hautes températures. Cette structure entraîne des difficultés au laminage dues à l'hétérogénéité et à la malléabilité différentes des grains de ferrite et d'austénite intimement mélangés.

Cette instabilité d'origine allotropique est d'autant plus grande que la teneur en nickel est plus faible.

Il existe une seconde cause d'instabilité de la structure austénitique inoxydable de ces aciers. Le carbone y est dissous sous forme de solution solide. Or cette solubilité est assez modérée et diminue rapidement lorsque la température s'abaisse. Remarquons, en passant, que cette solubilité est beaucoup plus faible que dans les aciers au carbone ordinaires (0,5 % au lieu de 1,7 %). Notamment qu'il faut réaliser une température supérieure à 1200° et la maintenir pendant un temps suffisant pour dissoudre 0,4 % de  $C$ . Par contre un acier à 0,07 % est saturé en  $C$  à 950°. Il en résulte qu'un acier de cette nuance, trempé en dessous de cette température, donne normalement une structure à carbures, due au carbone insoluble à la température de trempe, et la quantité de carbure sera d'autant plus grande que sera grand l'écart entre la température de trempe et celle de la saturation. Trempé au contraire au-dessus de la limite indiquée, l'acier possèdera une structure austénitique normale. Mais si on le réchauffe, même à température modérée, on observe une tendance marquée à la précipitation des carbures complexes et avec elle, l'appauvrissement en chrome des grains voisins, cause d'oxydabilité.

L'expérience montre que cette séparation des carbures par revenu, se fait entre les grains suivant un mécanisme fort bien connu aujourd'hui, et qui a pour conséquence de provoquer la fragilité de ces aciers par ruptures intercrystallines. Dans l'état trempé, l'austénite, c'est-à-dire le fer  $\gamma$ , contient à l'état dissous du  $Cr$  et du  $Ni$  en solution solide allotropiquement instable, ainsi que du  $C$  en solution solide sursaturée. Si par le revenu, le  $C$  doit se séparer, il ne peut le faire que sous forme de carbures complexes contenant du fer et du chrome. Le carbone, par la petitesse de ses atomes et la manière relativement libre sous laquelle il est dissous (incorporation) migre rapidement vers les bords du grain. Le  $Cr$ , au contraire, mieux dissous (substitution), de plus gros diamètre, plus paresseux, ne peut suivre qu'avec une certaine lenteur. La précipitation des carbures sur les bords du grain ne peut donc se faire qu'aux dépens d'une grande partie du  $Cr$  dissous au voisinage, tandis que le cœur de l'austénite chromée est moins appauvri. Il peut facilement s'ensuivre que la teneur en  $Cr$  du bord du grain tombe rapidement en dessous des limites reconnues nécessaires pour la protection du métal contre la corrosion. L'acier a perdu sa noblesse et la corrosion devient possible à la limite externe des plages austénitiques, ce qui a fait croire, pendant longtemps, à l'existence d'une corrosion intercrystalline, alors qu'en réalité elle est plutôt en bordure des cristaux. Ce phénomène de diffusion du  $C$  et du  $Cr$  est évidemment fonction des mêmes facteurs que les phénomènes de diffusion en solutions vraies. C'est-à-dire que la précipitation se fera dans un temps d'autant plus court que la teneur en  $C$  sera élevée, ou la température de revenu plus haute. On peut d'ailleurs mesurer la vitesse du phénomène par des mesures de potentiel ou de magnétisme, quantités physico-chimiques qui varient brusquement avec l'état nouveau.

L'accident paraît plus particulièrement marqué à une température voisine de 600-800°, en contradiction apparente avec ce qui vient d'être dit quant à l'effet de température. On peut en effet se demander quelle est la raison d'existence d'un pareil optimum.

En somme cette vitesse de séparation maximum à une température optimale, est la résultante de deux phénomènes différents, ainsi qu'il est de règle, toujours, dans la dynamique des systèmes

équilibrés. La vitesse de précipitation des carbures est évidemment commandée par la vitesse de migration du *C* dissous vers les bords du grain. Cette vitesse croît, comme nous l'avons écrit, avec la température et donne ainsi naissance à la portion de courbe de la partie gauche de la caractéristique. Aux basses températures de revenu, on observe une formation de peu de carbures, parce que leur vitesse de formation est lente. A chaud au contraire, leur tendance à la précipitation va en s'atténuant fortement, car la solubilité du carbone augmente rapidement avec la température et contribue donc à restituer au système un état austénitique normal.

La connaissance exacte des phénomènes dont il vient d'être question a fortement contribué au développement de la fabrication des aciers inoxydables vraiment dignes de ce nom. Le souci constant de l'amélioration a conduit vers des solutions nouvelles plus complexes et dont on connaît beaucoup moins bien le rôle des éléments d'addition nouveaux. C'est ainsi qu'aujourd'hui on ajoute à ces aciers austénitiques des quantités plutôt faibles d'éléments comme le molybdène, le tungstène, le silicium, le titane, etc. Il semble bien que le rôle principal de ces éléments adventifs est de ralentir la vitesse de séparation des carbures, ou parfois de favoriser la précipitation sous une forme globulaire, répartie à l'intérieur des grains, globules de petit volume qui n'appauvrissent pas suffisamment en chrome la solution solide voisine.

L'inoxidabilité de ces aciers et leur mauvaise conductibilité thermique sont des facteurs favorables à la soudabilité. On réalise donc aisément la soudure, aussi bien par l'arc électrique que par les autres procédés. On obtient toutefois, dans la plupart des cas, pour les raisons indiquées, une structure à carbures et la perte de l'état austénitique, ce qui suspend la résistance à la corrosion. Celle-ci peut être restaurée par la trempe à 1100° comme on l'a vu. Mais les exigences de la technique ont fait rechercher la possibilité de déposer d'emblée un métal austénitique où tout le chrome, le nickel et le carbone demeureraient en solution solide. Les considérations théoriques que nous avons rappelées montrent que le temps de refroidissement et la composition de l'acier sont les éléments essentiels du problème. Il faut, en effet, que la précipitation des carbures n'ait pas le temps de s'accomplir.

Nous avons donc déterminé la vitesse de refroidissement d'un dépôt de soudure normal de la manière suivante. Nous avons fixé sur deux appuis (fig. 9) une tôle de 5 mm sur laquelle on a inscrit une graduation en centimètres. Sous le deuxième trait, on fore une cavité de profondeur connue, dans laquelle on loge la soudure d'un couple platine-platine rhodié, bien calorifugée. On dépose régulièrement un cordon de soudure et on note la température indiquée par le couple au passage de l'arc à chaque trait. Le dépôt durait une minute environ (*ab*, fig. 10). Le refroidissement était noté de minute en minute. Après quatre minutes environ (*bc*), la température de la pièce ne dépassant pas 300°, on déposait dans les mêmes conditions un second cordon sur le premier (*cd*). On obtient ainsi une courbe d'échauffement et de refroidissement. Si on répète cet essai sur des tôles où la cavité est de plus en plus profonde, sans atteindre la profondeur où le métal entre en fusion (environ 2 mm) on obtient un faisceau de courbes symétriques (fig. 10). Par extrapolation, il est facile de tracer la courbe qui correspondrait à la position du couple dans le métal en fusion. On trouve ainsi une température de dépôt voisine de 1500°. On voit, en outre, que la vitesse de refroidissement

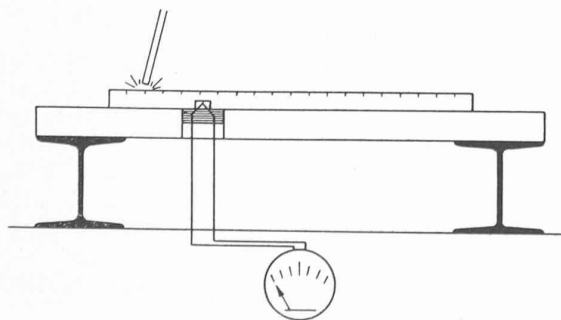


Fig. 9.

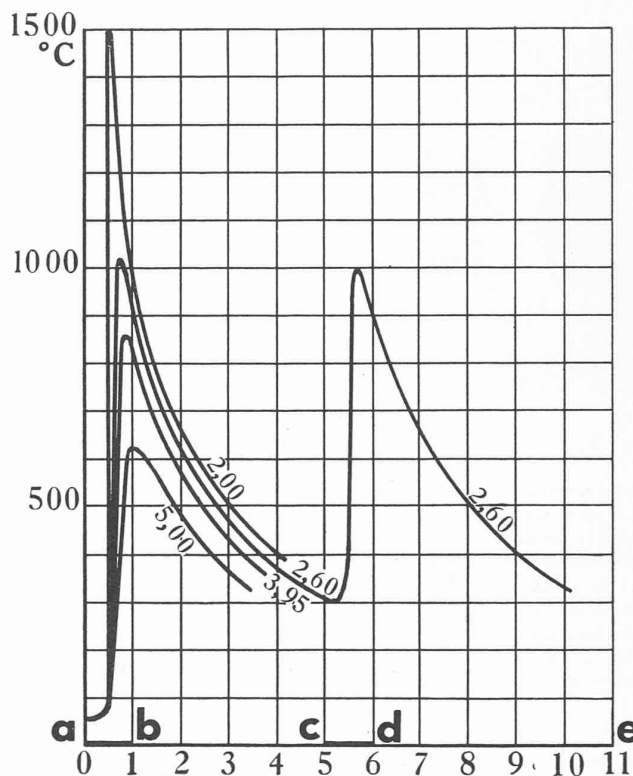


Fig. 10.

dans la région des températures critiques est de 200 à 300° par minute.

L'expérience montre qu'à ces vitesses, une teneur en carbone supérieure à 0,1 % est suffisante pour provoquer la précipitation des carbures. On a ainsi vu se généraliser l'emploi des « 18/8 » à faible teneur en carbone, alors qu'à l'origine ces aciers avaient régulièrement 0,15 à 0,20 % de carbone. Il importe cependant, dans la plupart des cas, de modifier aussi la teneur des autres éléments ou prévoir des additions qui stabilisent la solution solide. Nous avons ainsi réalisé des électrodes enrobées qui permettent de déposer un acier austénitique inoxydable sans traitement thermique ultérieur. Mais on comprendra aisément que leur efficacité ne sera réelle que si la tôle est elle-même suffisamment pauvre en carbone, pour que la zone de transition demeure inaltérée.

La mesure du potentiel n'est plus un facteur suffisant de comparaison entre les différents types de soudures que l'on peut réaliser, pourvu bien entendu qu'elles aient la structure normale. Les différences sont dues essentiellement à la quantité de chrome dissous. On en jugera en examinant les résultats suivants choisis parmi quelques-uns. L'acier A est un acier 18/8 d'excellente qualité. Les aciers 44 et 46 sont deux dépôts de soudure, dont les teneurs en chrome sont respectivement 18,788 et 15,596 %.

Les potentiels mesurés comme précédemment, ont donné :

No	Potentiels à 18° (en volts)			
	au début	½ h. après	1 h. après	1 jour après
A	— 0,2270	— 0,1945	— 0,1825	— 0,0134
44	— 0,3060	— 0,2470	— 0,2280	— 0,1150
46	— 0,3900	— 0,3305	— 0,3045	— 0,3005

On voit combien le métal de bonne qualité est capable de se « passer » avec le temps, ainsi que la soudure 44. L'autre au contraire quoique noble, n'améliore pas sa qualité par suite de la perte trop grande en chrome dissous.

L'appréciation de la qualité d'un « 18/8 » normal se fait d'habitude par l'essai *Monypenny* (ébullition dans une solution acide de  $\text{CuSO}_4$ , suivie du pliage). Nous avons soumis

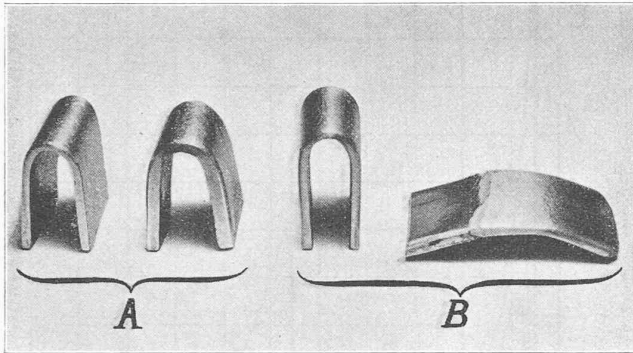


Fig. 11.

à cet essai deux échantillons soudés avec la même électrode. Le premier assemblage était fait avec une bonne tôle tandis que le second mettait en jeu une tôle plus riche en carbone. Avant traitement Monypenny, la soudure paraît normale, et le pliage semble indiquer une ductilité aussi bonne dans les deux cas (A). Après corrosion au contraire, le pliage demeure parfait dans le cas de l'assemblage normal, tandis que la deuxième éprouvette montre une fragilité telle que le métal casse au moindre choc (B) (fig. 11).

#### Conclusions.

Ainsi qu'on aura pu s'en rendre compte par les exemples que nous avons traités, le problème de la corrosion des soudures, bien que soumis aux lois générales, présente des aspects qui lui sont propres. Certaines propriétés, inhérentes à ce mode d'assemblage, peuvent avoir des répercussions inattendues sur leur comportement. La conclusion qu'il est permis de tirer est qu'en toutes circonstances la soudure de bonne qualité doit être recherchée. Elle ne peut être réalisée que par l'emploi d'électrodes convenablement étudiées et utilisées dans des conditions parfaitement définies.

### Concours d'idées pour un collège classique et l'aménagement d'un ancien pénitencier, à Lausanne.

(Suite et fin.)<sup>1</sup>

N° 16 « Virgile » bis (lettres rouges). Implantation du collège trop près de l'avenue de Béthusy.

Bonne disposition des espaces libres.

La proposition pour utiliser le haut du terrain n'est pas indiquée; le terrain au sud du collège devrait être aménagé en préau, car le préau proposé est insuffisant.

Accès sur avenue de Béthusy très bien compris.

La disposition en équerre du principal escalier intérieur est défectueuse.

Les paliers d'arrivée sont trop exigus.

Bonne et claire distribution générale.

Architecture uniforme et correcte.

N° 80 « Dixi ». Il est regrettable que la partie sud-est du terrain soit occupée par des villas, ceci au détriment du préau et du terrain de jeux. Ce dernier est trop près des classes, l'accès principal sur avenue de Béthusy manque d'ampleur.

L'escalier secondaire est beaucoup trop exigü.

Les W. C. des garçons sont trop excentriques.

Bonne disposition générale, mais le couloir de la Direction manque de lumière.

Architecture correcte.

N° 59 « Pour la Jeunesse ». Bonne implantation, mais la part affectée au lotissement est trop considérable, au détriment du collège.

La division de la partie attribuée au collège est défectueuse.

<sup>1</sup> Voir *Bulletin technique* du 27 octobre 1934, page 256.

Un jardin public, à proximité des classes, est peu recommandable.

Le terrain de jeux est beaucoup trop petit et ne devrait pas être traversé par la circulation.

L'accès principal près de la place de l'Ours est bien placé, mais manque d'ampleur.

Le parloir encombre une partie du plan qui devrait être plus largement traitée, le vestibule d'entrée étant un peu exigü.

La composition générale du projet est très bonne.

La portée de la façade ouest sur deux piliers distants de 16 m est excessive.

Façade bien adaptée au plan.

Après un nouvel examen individuel, le jury décide d'attribuer à ces projets le rang ci-dessous :

1<sup>er</sup> rang : N° 36 « Classique » ;

2<sup>e</sup> rang : N° 77 « Polymnie » ;

3<sup>e</sup> rang : N° 75 « Ex-æquo » ;

4<sup>e</sup> rang : N° 16 « Virgile » (lettres rouges) ;

5<sup>e</sup> rang : N° 80 « Dixi » ;

6<sup>e</sup> rang : N° 59 « Pour la Jeunesse » ;

7<sup>e</sup> rang : N° 1 « Forum » ;

8<sup>e</sup> rang : N° 65 « A l'Ours ».

Le jury décide de répartir la somme de 10 000 fr. mise à sa disposition de la façon suivante :

1<sup>er</sup> prix : N° 36 « Classique » : Fr. 2800.

2<sup>e</sup> prix : N° 77 « Polymnie » : Fr. 2500.

3<sup>e</sup> prix : N° 75 « Ex-æquo » : Fr. 2100.

4<sup>e</sup> prix : N° 16 « Virgile » (lettres rouges) : Fr. 1600.

5<sup>e</sup> prix : N° 80 « Dixi » : Fr. 1000.

Les enveloppes ouvertes, les lauréats sont proclamés comme suit :

1<sup>er</sup> prix : M. Ch. Thévenaz, architecte, à Lausanne.

2<sup>e</sup> prix : M. A. Laverrière, architecte à Lausanne.

3<sup>e</sup> prix : M. Fréd. Hermann-Fierz, de Goumoëns-le-Jux, architecte, à Zurich.

4<sup>e</sup> prix : M. A. Laverrière, architecte à Lausanne.

5<sup>e</sup> prix : M. Pierre Maurel, architecte, à Lausanne.

M. A. Laverrière obtenant déjà le deuxième prix ne peut, suivant les conditions du concours, toucher le quatrième prix qui était attribué à son projet « Virgile » (lettres rouges); aussi le projet classé en cinquième rang obtient-il le quatrième prix. Le cinquième prix revient alors au projet classé en sixième rang; c'est celui de M. Jean Hugli, architecte, à Yverdon.

## SOCIÉTÉS

### Société suisse des ingénieurs et des architectes.

Le tome XXVI de la *Maison bourgeoise en Suisse* :

*La casa borghese nel cantone Ticino, la parte*, qui vient de paraître est offert aux membres de la S. I. A. aux prix réduits suivants :

Fr. 18 pour le premier exemplaire } brochés.

Fr. 26 pour chaque exemplaire en plus }

Supplément pour la reliure : Fr. 8.

Frais de port en sus.

Prix, en librairie : Fr. 40.

Le secrétariat de la S. I. A. exprime l'espoir que les membres de la Société profiteront de ces conditions très avantageuses pour acquérir ce magnifique ouvrage — texte de M. Francesco Chiesa — tout à fait propre au rôle d'étrennes à la fois instructives et artistiques. Il en est d'ailleurs de même de tous les autres volumes de la collection de la *Maison bourgeoise en Suisse* dont un nombre illimité d'exemplaires est à la disposition des membres de la S. I. A., à prix réduit.

Vente exclusive par le secrétariat de la S. I. A. : Zurich, Tiefenhöfe 11.